

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65 Номер 10 2022

◦ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Покрyтия из высокоэнтропийных сплавов: состояние проблемы и перспективы развития

Электропластический эффект при растяжении в ТРИП стали

Оценка вкладов механизмов упрочнения композита, полученного сплавлением нержавеющей стали с алюминиевой бронзой, методом электронно-лучевого аддитивного производства

◦ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Численные исследования параметров теплообмена при инъекционной подаче порошков в расплав рельсовой стали в агрегате ковш – печь

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

Морфологическое строение оболочковой формы по выплавляемым моделям



ISSN 0368-0797 (Print)
ISSN 2410-2091 (Online)

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65, Номер 10, 2022

Научно-технический журнал
Издается с января 1958 г. ежемесячно

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

Volume 65, Number 10, 2022

Scientific and Technical Journal
Published since January 1958. Issued monthly

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

ISSN 0368-0797 (Print) ISSN 2410-2091 (Online)

Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Учредители:



Редакционная коллегия:

Алешин Н.П., академик РАН, д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

Ашихмин Г.В., д.т.н., профессор, ОАО «Ин-т Цветметобработка», г. Москва

Байсанов С.О., д.т.н., профессор, ХМИ им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан

Белов В.Д., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Бродов А.А., к.экон.н., ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», г. Москва

Волынкина Е.П., д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

Глезер А.М., д.ф.-м.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Горбатько С.М., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Григорович К.В., академик РАН, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Громов В.Е., д.ф.-м.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

Дмитриев А.Н., д.т.н., академик, профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург

Дуб А.В., д.т.н., профессор, ЗАО «Наука и инновации», г. Москва

Жучков В.И., д.т.н., профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург

Зингер Р.Ф., д.т.н., профессор, Институт Фридриха-Александра, Германия

Зиниград М., д.т.н., профессор, Институт Ариэля, Израиль

Золотухин В.И., д.т.н., профессор, ТулГУ, г. Тула

Колмаков А.Г., д.т.н., чл.-корр. РАН, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Колокольцев В.М., д.т.н., профессор, МГТУ им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск

Костина М.В., д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Косырев К.Л., д.т.н., профессор, АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва

Курганова Ю.А., д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

Курнасов В.В., к.ф.-м.н., доцент, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Линн Х., ООО «Линн Хай Терм», Германия

Лысак В.И., академик РАН, д.т.н., профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград

Главный редактор:

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик РАН, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»; главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН, г. Москва

Заместитель главного редактора:

Евгений Валентинович Протопопов, д.т.н., профессор, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

Адреса редакций:

Россия, 119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Тел.: +7 (495) 638-44-11
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@sisis.ru

Россия, 654007, Новокузнецк,
Кемеровская обл. – Кузбасс, ул. Кирова, зд. 42
Сибирский государственный индустриальный университет,
Тел.: +7 (3843) 74-86-28
E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Мешалкин В.П., академик РАН, д.т.н., профессор, РХТУ им. Д.И. Менделеева, г. Москва

Мулюков Р.Р., д.ф.-м.-н., профессор, чл.-корр. ФГБУН ИПСМ РАН, г. Уфа

Мышляев Л.П., д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

Никулин С.А., д.т.н., профессор, чл.-корр. РАЕН, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Нурумгалиев А.Х., д.т.н., профессор, КГИУ, г. Караганда, Республика Казахстан

Островский О.И., д.т.н., профессор, Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия

Пиетрелли Лорис, д.т.н., Итальянское национальное агентство по новым технологиям, энергетике и устойчивому экономическому развитию, Рим, Италия

Пышминцев И.Ю., д.т.н., РосНИТИ, г. Челябинск

Рудской А.И., академик РАН, д.т.н., профессор, СПбПУ Петра Великого, г. Санкт-Петербург

Сивак Б.А., к.т.н., профессор, АО АХК «ВНИИМТМАШ», г. Москва

Симолян Л.М., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Смирнов Л.А., академик РАН, д.т.н., профессор, ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург

Солодов С.В., к.т.н., НИТУ «МИСиС», г. Москва

Спирин Н.А., д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург

Танг Гуою, Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай

Темлянец М.В., д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

Филонов М.Р., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Чуманов И.В., д.т.н., профессор, ЮУрГУ, г. Челябинск

Шешуков О.Ю., д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург

Шпайдель М.О., д.ест.н., профессор, Швейцарская академия материаловедения, Швейцария

Юрьев А.Б., д.т.н., доцент, СибГИУ, г. Новокузнецк

Юсупов В.С., д.т.н., профессор, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

По решению ВАК журнал «Известия вузов. Черная металлургия» входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук».

Индексирование: Scopus, Russian Science Citation Index на платформе Web of Science, Research Bible, OCLC и Google Scholar

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ № ФС77-35456.



Статьи доступны под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

ISSN 0368-0797 (Print) ISSN 2410-2091 (Online)

Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Founders:



Editor-in-Chief:

Leopold I. Leont'ev, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences; Dr. Sci. (Eng.), Prof., National University of Science and Technology "MISIS"; Chief Researcher, Institute of Metallurgy UB RAS, Moscow

Deputy Editor-in-Chief:

Evgenii V. Protopopov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Editorial Addresses:

4 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation
National University of Science and Technology "MISIS"
Tel.: +7 (495) 638-44-11
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@sisis.ru

42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass
654007, Russian Federation
Siberian State Industrial University
Tel.: +7 (3843) 74-86-28
E-mail: redjizv@sibsiu.ru

Editorial Board:

Nikolai P. Aleshin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, Bauman STU, Moscow
German V. Ashikhmin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow

Sailaubai O. Baisanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Abishev Chemical-Metallurgical Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan

Vladimir D. Belov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Anatoli A. Brodov, Cand. Sci. (Econ.), Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow

Il'ya V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State Research University, Chelyabinsk

Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg

Aleksei V. Dub, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Science and Innovations", Moscow

Mikhail R. Filonov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Aleksandr M. Glezer, Dr. Sci. (Phys.-math.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Sergei M. Gorbatyuk, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Konstantin V. Grigorovich, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Victor E. Gromov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Aleksei G. Kolmakov, Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of RAS, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Valerii M. Kolokol'tsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk

Mariya V. Kostina, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Konstantin L. Kosyrev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow

Yuliya A. Kurganova, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Bauman Moscow State Technical University, Moscow

Vladimir V. Kurnosov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., NUST "MISIS", Moscow

Linn Horst, Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany

Vladimir I. Lysak, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Volgograd State Technical University, Volgograd

Valerii P. Meshalkin, Dr. Sci. (Eng.), Academician of RAS, Prof., D.I. Mendeleyev Russian Chemical-Technological University, Moscow

Radik R. Mulyukov, Dr. Sci. (Phys.-Chem.), Prof., Corresponding Member of RAS, Institute of Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa

Leonid P. Myshlyayev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Sergei A. Nikulin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of RANS, NUST "MISIS", Moscow

Asylbek Kh. Nurumgaliev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Karaganda State Industrial University, Karaganda, Republic of Kazakhstan

Oleg I. Ostrovski, Dr. Sci. (Eng.), Prof., University of New South Wales, Sidney, Australia

Loris Pietrelli, Dr., Scientist, Italian National Agency for New Technologies, Energy and Sustainable Economic Development, Rome, Italy

Igor' Yu. Pyshmintsev, Dr. Sci. (Eng.), Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk

Andrei I. Rudskoi, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg

Oleg Yu. Sheshukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

Laura M. Simonyan, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Robert F. Singer, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Friedrich-Alexander University, Germany

Boris A. Sivak, Cand. Sci. (Eng.), Prof., VNIIMETMASH Holding Company, Moscow

Leonid A. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, OJSC "Ural Institute of Metals", Yekaterinburg

Sergei V. Solodov, Cand. Sci. (Eng.), NUST "MISIS", Moscow

Speidel Marcus, Dr. Natur. Sci., Prof., Swiss Academy of Materials, Switzerland

Nikolai A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

Tang Guoi, Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China

Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Ekaterina P. Volynkina, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Vladimir S. Yusupov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Vladimir I. Zhuchkov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg

Michael Zinigrad, Dr. Sci. (Physical Chemistry), Prof., Rector, Ariel University, Israel

Vladimir I. Zolotukhin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Tula State University, Tula

Journal "Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the "List of the leading peer-reviewed scientific journals and publications, in which should be published major scientific results of dissertations for the degree of doctor and candidate of sciences" by the decision of the Higher Attestation Commission.

Indexed: Scopus, Russian Science Citation Index (Web of Science), Research Bible, OCLC and Google Scholar

Registered in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications **PI number FS77-35456.**



Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Громов В.Е., Коновалов С.В., Перегудов О.А., Ефимов М.О., Шлярова Ю.А.** Покрытия из высокоэнтропийных сплавов: состояние проблемы и перспективы развития 683
- Столяров В.В.** Электропластический эффект при растяжении в ТРИП стали 693
- Баранникова С.А.** Исследование локализации деформации на начальных стадиях пластического течения высокомарганцевистой стали 699
- Зыкова А.П., Панфилов А.О., Воронцов А.В., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю.** Оценка вкладов механизмов упрочнения композита, полученного сплавлением нержавеющей стали с алюминиевой бронзой, методом электронно-лучевого аддитивного производства 706

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Метелкин А.А., Шешуков О.Ю., Ткачев А.С., Ковязин И.В., Чиглинцев А.В., Шевченко О.И.** Анализ процесса дегазации металла в вакуум-камере циркуляционного вакууматора в условиях АО «ЕВРАЗ НТМК» 717
- Протопопов Е.В., Думова Л.В., Ноздрин И.В., Чернышева Н.А.** Численные исследования параметров теплообмена при инъекционной подаче порошков в расплав рельсовой стали в агрегате ковш – печь 724

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ
И МАТЕРИАЛАХ

- Сахаров Д.Ф., Витушкин А.В.** Энергоэффективность конусной дробилки с упорами 733
- Одинок В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А.** Морфологическое строение оболочковой формы по выплавляемым моделям 740
- Виктору Евгеньевичу Громову – 75 лет** 748
- К 70-летию Алексея Ивановича Евстигнеева** 750

MATERIAL SCIENCE

- Gromov V.E., Kononov S.V., Peregudov O.A., Efimov M.O., Shlyarova Yu.A.** Coatings from high-entropy alloys: State and prospects 683
- Stolyarov V.V.** Electroplastic effect at tension in TRIP steel .. 693
- Barannikova S.A.** Localization of strains at the initial stage of plastic yield of high manganese steel 699
- Zykova A.P., Panfilov A.O., Vorontsov A.V., Kolubaev E.A., Tarasov S.Yu.** Hardening mechanisms in stainless steel/aluminum bronze composite fabricated using electron beam additive manufacturing 706

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Metelkin A.A., Sheshukov O.Yu., Tkachev A.S., Kovyzin I.V., Chiglintsev A.V., Shevchenko O.I.** Metal degassing in vacuum-chamber of circulating vacuum degasser of JSC EVRAZ NTMK 717
- Protopopov E.V., Dumova L.V., Nozdrin I.V., Chernysheva N.A.** Numerical studies of heat transfer parameters during injection feeding of powders into the rail steel melt in ladle-furnace 724

INNOVATIONS IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY
EQUIPMENT, TECHNOLOGIES
AND MATERIALS

- Sakharov D.F., Vitushkin A.V.** Energy efficiency of a cone crusher with stops 733
- Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A.** Morphological structure of shell mould in investment casting 740
- To the 75th Anniversary of Viktor Evgen'evich Gromov** ... 748
- To the 70th Anniversary of Aleksei Ivanovich Evstigneev** .. 750



Обзорная статья

УДК 536.425:539.25:539.531:669.017

DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-683-692

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2411>

ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ: СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ

В. Е. Громов¹, С. В. Коновалов¹, О. А. Перегудов²,
М. О. Ефимов¹, Ю. А. Шлярова¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Омский государственный технический университет (Россия, 644050, Омск, пр. Мира, 11)

Аннотация. Авторы выполнили краткий обзор публикаций зарубежных и отечественных исследований за последние годы, в которых изучаются структуры, фазовые составы и свойства пленок и покрытий пятикомпонентных высокоэнтروпийных сплавов (ВЭС) на различные подложки и модифицирование поверхностей ВЭС различными видами обработки. В работе рассматриваются основные методы нанесения пленок и покрытий: магнетронное напыление, термическое распыление, лазерное напыление и электроосаждение. Особое внимание исследователи уделяют нанесению покрытий на нержавеющие стали и титановые сплавы. Положительное изменение трибологических, прочностных свойств и коррозионной стойкости пленочных покрытий проявляется в широком интервале температур. Обсуждаются возможные причины наблюдаемых эффектов с учетом роли твердорастворного упрочнения, формирования мелкозернистой структуры, образования оксидных слоев, обогащенных одним из компонентов ВЭС. Выделены новые способы нанесения покрытий из ВЭС и последующей обработки. Роль ниобия и титана в увеличении микротвердости, износостойкости и снижении коэффициента трения в покрытиях рассматривается на примере легирования этими элементами. Среди методов обработки поверхности ВЭС применяют электролитическое полирование, электроэрозионную обработку, механическую полировку и их комбинации. В ряде работ для повышения поверхностной прочности и износостойкости ВЭС предлагается использовать методику порошкового борирования. Проанализированы работы по одному из перспективных и продемонстрировавших высокую эффективность методов поверхностного упрочнения ВЭС – электронно-пучковой обработке.

Ключевые слова: покрытия, пленки, высокоэнтропийные сплавы, методы нанесения, трибологические свойства, механические свойства, износостойкость

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 20-19-00452.

Для цитирования: Громов В.Е., Коновалов С.В., Перегудов О.А., Ефимов М.О., Шлярова Ю.А. Покрытия из высокоэнтропийных сплавов: состояние проблемы и перспективы развития // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 10. С. 683–692.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-683-692>

Review article

COATINGS FROM HIGH-ENTROPY ALLOYS: STATE AND PROSPECTS

V. E. Gromov¹, S. V. Konovalov¹, O. A. Peregudov²,
M. O. Efimov¹, Yu. A. Shlyarova¹

¹ Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

² Omsk State Technical University (11 Mira Ave., Omsk 644050, Russian Federation)

Abstract. The authors made a brief review of recent publications by foreign and domestic researchers on the structure, phase composition, and properties of films and coatings of five-component high-entropy alloys (HEA) on various substrates and modification of the HEA surface by various types of processing. The main methods of applying films and coatings are considered: magnetron sputtering, thermal sputtering, laser sputtering, and electrodeposition. Particular attention is paid to the deposition of coatings on stainless steels and titanium alloys. The positive change in the tribological, strength properties, and corrosion resistance of film coatings in a wide temperature range is analyzed and possible causes of the observed effects are discussed. The role of solid solution strengthening, formation of fine-grained structure, and the formation of oxide layers enriched with one of the HEA components were taken into account. The authors identified new methods for applying coatings from HEA and subsequent processing. Using Nb and Ti doping as an example, their role in increasing microhardness, wear resistance, and reducing the friction coefficient in coatings were revealed. Electrolytic polishing, electroerosive machining, mechanical polishing and their combination are considered among the methods of HEA surface treatment. A number of works propose a method of powder borating to increase the surface strength and wear resistance of HEAs. The paper considers analysis of works on electron-beam processing as one of the promising and high efficient methods of HEA surface hardening.

Keywords: coatings, films, high-entropy alloys, application methods, tribological properties, mechanical properties, wear resistance

Funding: The research was supported by the grant of the Russian Science Foundation (project No. 20-19-00452).

For citation: Gromov V.E., Kononov S.V., Peregudov O.A., Efimov M.O., Shlyarova Yu.A. Coatings from high-entropy alloys: State and prospects. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 10, pp. 683–692. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-683-692>

ВВЕДЕНИЕ

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) представляют собой новый класс материалов, состоящих из не менее пяти элементов, находящихся в эквИАтомном или близком к эквИАтомному соотношении, что обеспечивает им в отличие от традиционных сплавов уникальные свойства [1]. Концепция ВЭС построена на идее, что высокая энтропия смешения может способствовать образованию стабильных однофазных микроструктур [2], что не противоречит правилу фаз, основанному на законах термодинамики. Наблюдается беспрецедентный интерес во всем мире к разработке и исследованию ВЭС. Первой работой в этом направлении следует считать исследование [3], в котором атомная концентрация элементов, составляющих ВЭС, колеблется в пределах от 5 до 35 %. Особенности химического состава и структуры ВЭС приводят к так называемым «основным» эффектам (*core effects*), определяющим уникальный комплекс свойств этих материалов [4 – 7]: эффекту высокой энтропии, эффекту сильных искажений кристаллической решетки, эффекту замедленной диффузии и «коктейльному» эффекту. Первый эффект заключается в том, что уменьшение энтропии при переходе в более упорядоченное состояние перевешивает уменьшение энтальпии за счет эффекта образования упорядоченной фазы [2, 8]. Эффект искажений кристаллической решетки связан с тем, что атомы разных размеров произвольно занимают междоузлия в кристаллической решетке. Очевидно, более крупные атомы будут располагаться на максимальном расстоянии друг от друга, так как в этом случае искажения кристаллической структуры и энергия системы будут уменьшаться. Эффект замедленной диффузии связан с влиянием искажений кристаллической решетки, а также с образованием наноразмерных включений и аморфных многокомпонентных фаз при различных способах получения ВЭС [2, 9 – 12]. Этот эффект имеет большое прикладное значение, так как от скорости диффузии зависит, например, коррозионная стойкость. Строгого определения «коктейльного» эффекта нет, обычно под ним подразумевается способность сплава обладать свойствами, недоступными каждому из его составляющих в отдельности [2, 4]. Как правило, ВЭС обладает свойствами, превосходящими сумму свойств всех его компонентов.

Обобщение обширных оригинальных результатов, разбор и анализ свойств ВЭС, перспективы их применения сделаны в обзорах и монографиях [1, 15, 16]. В публикациях [17, 18] выполнен краткий обзор зару-

бежных работ последних десятилетий по изучению структурно-фазовых состояний и свойств пятикомпонентных высокоэнтропийных сплавов в широком диапазоне температур. Среди работ отечественных исследователей за предшествующее пятилетие необходимо отметить публикации [19 – 24], в которых изучено влияние состава на механические свойства и параметры тонкой структуры моно- и поликристаллических ВЭС, полученных различными методами.

В последнее пятилетие несмотря на огромное число публикаций по ВЭС и существующие при этом серьезные проблемы, проанализированные в работах [1, 2, 15, 16], наметились два принципиально новых направления в физике ВЭС: улучшение свойств поверхности путем создания тонких покрытий и пленок; модифицирование поверхности ВЭС различными видами обработки.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Среди многочисленных методов нанесения пленок или покрытий из ВЭС необходимо остановиться на четырех из них, обладающих рядом преимуществ: магнетронное напыление [25], термическое распыление [26], лазерное напыление [27, 28], электроосаждение [29]. Использование покрытий из ВЭС вместо объемных, с одной стороны, значительно снижает стоимость изделий, с другой, – значительно расширяет области применения [29].

Магнетронное напыление

Первые такие работы были выполнены для получения покрытий из многокомпонентных карбидов, нитридов и оксидов [30 – 33]. В последнее время методом магнетронного напыления получены многослойные наноструктурные ламинаты [34, 35]. Необходимо остановиться на новом методе получения наночастиц ВЭС с покрытием из многослойного графена [36], который может быть полезен при механическом синтезе ВЭС. Магнетронное напыление ВЭС дает возможность получать высокооднородные тонкие покрытия, свойства которых значительно превосходят свойства подложки. Так, нанесение пленки ВЭС CrNbTiMoZr прямоточным магнетронным напылением на нержавеющую сталь 304 (Международная классификация) обеспечивает нанотвердость 9,7 ГПа и отличные трибологические свойства [37]. Испытания полученного магнетронным напылением пяти мишеней AlTiCrNiTa покрытия на сталь X80 продемонстрировали хлоридную корро-

зионную стойкость и плотность системы пленка – подложка [38] при эксплуатации. В работе [39] проведен анализ коррозионной стойкости пленок на основе AlCrTiV с добавлением меди, молибдена и Cu/Мо присадок, нанесенных магнетронным напылением на нержавеющую сталь 304, и обосновано, что все покрытия обладают свойствами, значительно превосходящими свойства подложки, за счет образования стабильных оксидов Al₂O₃, Cr₂O₃ и других.

Лазерные покрытия

Публикаций, посвященных лазерному способу нанесения покрытий, значительно больше, чем магнетронному. Пленки ВЭС FeNiCoCrMo_x (x = 0; 0,15; 0,20; 0,25), нанесенные на нержавеющие стали 304 и 316, обеспечивали увеличение микротвердости на 90,5 % относительно подложки, снижение скорости изнашивания на 38,9 %. Снижение коэффициента трения и рост коррозионной стойкости обусловлены, по мнению авторов, влиянием оксида MeO₃ на пассивирующее покрытие [39]. Нержавеющая сталь 304 с покрытиями различных ВЭС является предметом тщательных многочисленных исследований [40 – 44]. Изучение AlCoCrFeNi, AlCoCrFeMo, FeCoCrMnTi покрытий [45] свидетельствует о положительном изменении трибологических, прочностных свойств пленочных покрытий и коррозионной стойкости. Для борьбы с высокотемпературным износом, где основными механизмами являются окисление и абразивный износ, авторы работы [46] предлагают использовать AlCrFeMnNi ВЭС покрытия, обладающие защитным эффектом благодаря созданию оксидной защитной пленки, которая заметно снижает коэффициент трения и параметр износа до 0,48 и 1,25·10⁻⁴ мм³/(Н·м) соответственно при 400 °С. Лазерное воздействие, обеспечивающее переплав поверхности стали Cr13, упрочненной высокоэнтропийным FeCrCoAl_x покрытием, приводит к однородному распределению элементов в объемно-центрированной решетке благодаря повышенной энтропии смешения и образованию оксидных пленок состава AlO_x и CrO_x. Все это обеспечивает значительно повышенное сопротивление коррозии [47]. Двухслойное CoCrFeMnTi_{0,2} ВЭС покрытие, сформированное на стали 15CrMn, обладает микротвердостью 428,26 HV_{0,3}, что в 3,5 раза превосходит микротвердость объемного ВЭС CoCrFeMnNi. Это достигается за счет твердорастворного упрочнения, упрочнения выделениями и мартенситного превращения. Механизмы износа – абразивный и окислительный, скорость коррозии 0,131 мкм/год. Основная роль в этом принадлежит многозеренной структуре покрытия и наличию высокопассивирующих элементов [48].

Введение в ВЭС легирующих элементов заметно влияет на структурно-фазовое состояние и свойства покрытий пятикомпонентного сплава [49]. Высокоэнтропийный сплав FeNiCoCrTi_{0,5}Nb_x (x = 0,25; 0,50; 0,75;

1,00) содержит ОЦК, ГЦК и фазы Лавеса. Верхняя и нижняя части покрытия представлены равноосными и столбчатыми кристаллами, а сердцевина содержит дендриты различной формы и структуру в виде полос. Твердость всех покрытий значительно превосходит твердость матрицы, а наибольшее значение 852,5 HV (в 2,9 раза превышающее твердость матрицы) наблюдается у покрытия состава FeNiCoCrTi_{0,5}Nb_{0,5} (рис. 1). Оно же обладает наименьшей скоростью абразивного изнашивания.

В процессе нанесения покрытия ВЭС FeCoNiCrMnTi_x (x = 0; 0,5; 1,0; 1,5) на нержавеющую сталь 30У формируются упрочняющие частицы TiN, ответственные за улучшенные механические и трибологические свойства [50]. С ростом содержания титана увеличиваются износостойкость, микротвердость (рис. 2), коррозионная стойкость, снижается коэффициент трения.

В аэрокосмической отрасли титановые сплавы, такие как Ti-6Al-4V, находят широкое применение, однако имеют ряд недостатков, в частности, низкие износостойкость, твердость и сопротивление хлоридной коррозии. Это во многом устраняется лазерным нанесением покрытий ВЭС [51], имеющих отличную связь с подложкой Ti-6Al-4V и обеспечивающих поверхностную твердость и коррозионную стойкость. Покрытие TiZrAlNbCo ВЭС обеспечивает твердость 768,9 HV и великолепное сопротивление коррозии (I_{корр} = 3,66·10⁻⁹ А/см²). Это связано с формированием ГЦК фазы. Широкое использование CoCrFeNiMo_{0,2} покрытия, состоящего из ОЦК структуры с σ-фазами и имеющего однородную дендритную структуру, обус-

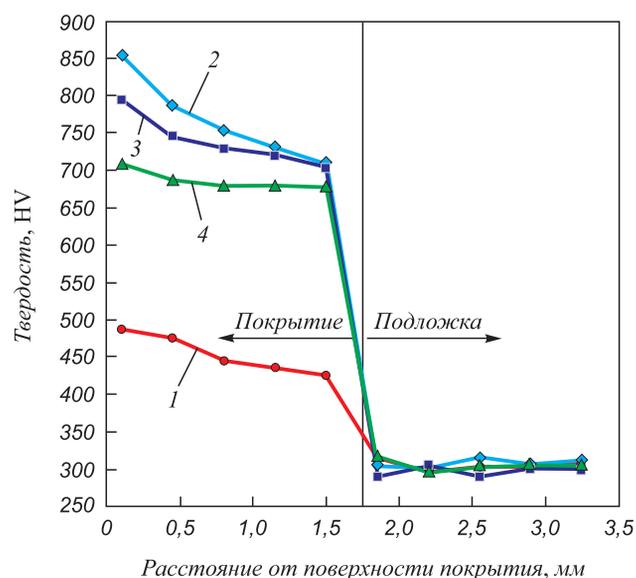


Рис. 1. Изменение твердости по глубине покрытия FeNiCoCrTi_{0,5}Nb_x при различных значениях x [49]: 1 – 0,25; 2 – 0,50; 3 – 0,75; 4 – 1,00

Fig. 1. Change in hardness by FeNiCoCrTi_{0,5}Nb_x coating depth at different values of x [49]: 1 – 0,25; 2 – 0,50; 3 – 0,75; 4 – 1,00

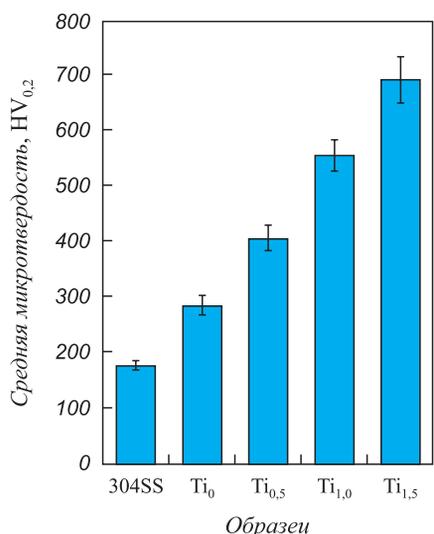


Рис. 2. Зависимость микротвердости покрытия ВЭС FeCoNiCrMnTi_x от содержания титана [50]

Fig. 2. Dependence of microhardness of FeCoNiCrMnTi_x HEA coating on titanium content [50]

ловлено высокой (~900 HV_{0.1}) твердостью, в 2,3 раза превышающей твердость подложки. При 600 °С такое покрытие обладает хорошей износостойкостью [52]. Улучшенные поверхностные свойства связаны с комбинированным вкладом твердорастворного упрочнения и мелкозернистой структуры, а также наличием оксидных слоев, обогащенных хромом.

Среди новых способов нанесения покрытий из ВЭС и последующей обработки следует остановиться на работе [53], в которой проанализированы результаты изучения микроструктуры, фазового состава, ориентации

зерен, морфологии поверхности NiFeCrNbTiAl ВЭС покрытия, сформированного отложением сверхзвуковых частиц с последующим лазерным облучением. Схема процесса сверхзвукового отложения частиц и технологические параметры приведены на рис. 3. Мощность лазерного облучения 800 Вт. Аргон использован для защиты от окисления при лазерной обработке. Такая комбинированная технология обеспечила следующие параметры изделия: предел усталости 252 МПа, предел прочности 3000 МПа, относительное удлинение 14 %, коэффициент трения 0,189, микротвердость 72 ГПа, остаточное напряжение 14,3 МПа. Эти показатели обеспечены изотропной субмикро- и наноразмерной зеренной структурой.

В целях улучшения свойств поверхности ВЭС подвергаются различным видам поверхностной обработки. Так, в работе [54] был проведен обзор различных методов обработки и их влияния на поверхность ВЭС CoCrFeMnNi, полученного методом селективного лазерного плавления. Рассмотрены следующие виды обработки: электролитическое полирование, электроэрозионная обработка, фрезерование, шлифование, механическая полировка с использованием абразивов, а также комбинирование этих методов. Результаты продемонстрировали, что шлифование приводит к сглаживанию поверхности и увеличению микротвердости, однако оставляет следы от воздействия инструмента и остаточные напряжения, которые возникают вследствие деформации микроструктуры. Механическая полировка с использованием абразивов способствовала созданию сверхгладкой поверхности без подповерхностных повреждений. Электроэрозионная обработка вызвала оплавление поверхности, что привело к уве-

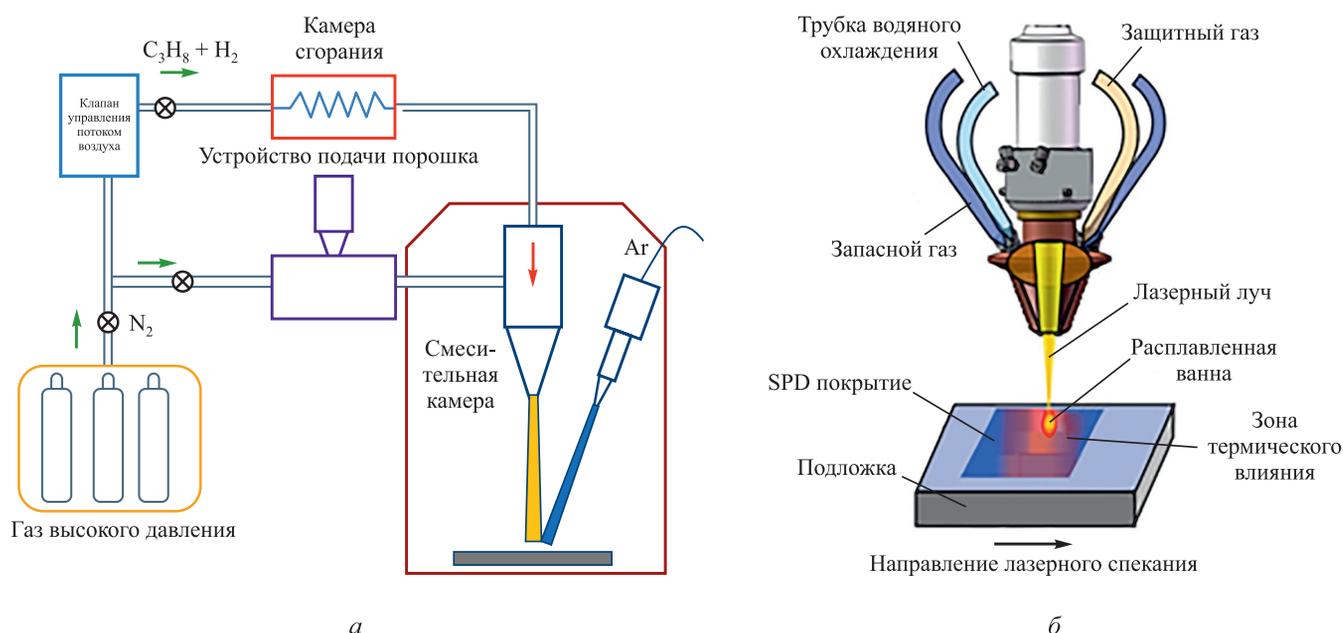


Рис. 3. Системы сверхзвукового отложения (SPD) (а) частиц и лазерного облучения (LI) (б) [53]

Fig. 3. Systems of supersonic deposition (SPD) (a) of particles and laser irradiation (LI) (b) [53]

личению остаточных напряжений и микротвердости. Применение электролитического полирования совместно с другими методами сглаживало поверхность, удаляя остаточные напряжения и повреждения, полученные при предыдущей обработке. Однако использование электролитического полирования отдельно от других методов не приводило к микрометровому уровню поверхностной шероховатости. В работе [55] проблема низкой прочности и износостойкости сплава CoCrFeMnNi, имеющего ГЦК кристаллическую решетку, была решена методом порошкового борирования (*powder-pack boriding*). В результате обработки образован двойной слой, обогащенный кремнием и бором. Установлено увеличение микротвердости и износостойкости борированных образцов. Аналогичные шаги были предприняты в работе [56], в которой методом борирования при температурах 900–1200 °С ВЭС CoCrFeNiAl_{0,25}, полученного методом порошковой металлургии, было достигнуто улучшение плотности, микроструктуры, совершенства поверхности и механических свойств.

По сравнению с исходным ВЭС (47,07 ГПа) модуль упругости увеличивался до 140–151 ГПа, а ударная вязкость возрастала до 3,57–4,25 МПа·м^{1/2}. Одним из наиболее перспективных и продемонстрировавших высокую эффективность методов поверхностного упрочнения изделий является электронно-пучковая обработка. Такая обработка обеспечивает сверхвысокие (до 10⁶ К/с) скорости нагрева поверхностного слоя до заданных температур и охлаждение поверхностного слоя за счет теплоотвода в основном в объем материала со скоростями 10⁴–10⁹ К/с, в результате чего в поверхностном слое образуются неравновесные субмикронанокристаллические структурно-фазовые состояния [57, 58].

В работах [59–63] выполнен анализ структурно-фазовых состояний и свойств ВЭС CrMnFeCoNi и CoCrFeNiAl неэквивалентных составов, полученных методом проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) и подвергнутых электронно-пучковой обработке (ЭПО) с параметрами: плотность энергии пучка электронов 10–30 Дж/см², длительность 50–200 мкс, частота 0,3 с⁻¹, количество импульсов – 3. Показано, что приводящая к высокоскоростной кристаллизации расплавленного поверхностного слоя ЭПО сопровождается формированием нанокристаллической столбчатой структуры, увеличивает прочностные и пластические свойства ВЭС, гомогенизирует материал.

Облучение сплава Cantor электронными пучками с плотностью энергии 10–30 Дж/см², длительностью 50 мкс, частотой 0,3 с⁻¹, числом импульсов 3 не приводит к изменению его элементного состава, однако существенным образом преобразует его дефектную субструктуру. Во-первых, приводит к существенному (в шесть раз, от 20 до 120 мкм) увеличению среднего размера зерна; во-вторых, к формированию в поверх-

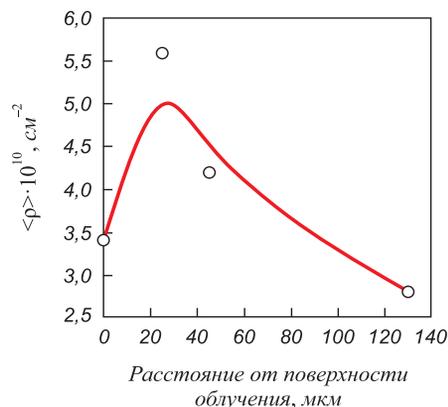


Рис. 4. Зависимость скалярной плотности дислокаций от расстояния от поверхности облучения высокоэнтропийного сплава системы Co–Cr–Fe–Mn–Ni ($E_s = 20$ Дж/см²)

Fig. 4. Dependence of scalar dislocation density on the distance from the irradiation surface of HEA of the Co–Cr–Fe–Mn–Ni system ($E_s = 20$ J/cm²)

ностном слое толщиной приблизительно 5 мкм структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации с размером ячеек 400–550 нм; в-третьих, к формированию текстуры высокоскоростной кристаллизации расплавленного поверхностного слоя. Показано, что облучение импульсным электронным пучком приводит к формированию градиентной дислокационной субструктуры (рис. 4). В поверхностном слое формируется неориентированная ячеистая дислокационная субструктура, в объеме ячеек которой наблюдаются хаотически распределенные дислокации. На глубине 25 мкм формируется неориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура с наибольшей плотностью дислокаций 5,5·10¹⁰ см⁻². На глубине 45 мкм, наряду с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой, присутствует структура, сформированная дислокациями, распределенными хаотически. Выявлен вязкий характер разрушения ВЭС и формирование областей с пластинчатой структурой после ЭПО [64].

Выводы

В последнее пятилетие отмечен существенный рост исследований пленок и покрытий высокоэнтропийных сплавов и модифицирование поверхности различными методами. Выполнен краткий обзор и анализ публикаций по способам нанесения покрытий на нержавеющие стали и титановые сплавы, обеспечивающих улучшение трибологических и механических свойств, коррозионной стойкости в широком температурном интервале. Акцентировано внимание на анализе физических механизмов наблюдаемых эффектов. Отмечены новые аспекты нанесения покрытий и последующей обработки. Показаны возможные перспективы использования электронно-пучковой обработки для модифицирования и упрочнения поверхности ВЭС.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

- Gromov V.E., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and Properties of High-Entropy Alloys. Springer. Advanced Structured Materials. 2021. Vol. 107. 110 p. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-78364-8>
- Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 8. С. 807–841. <https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
- Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes // Advanced Engineering Materials. 2004. Vol. 6. No. 5. P. 299–303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
- Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys // Progress in Materials Science. 2014. Vol. 61. P. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
- Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys // Entropy. 2014. Vol. 16. No. 9. P. 4749–4768. <https://doi.org/10.3390/e16094749>
- Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Materialia. 2017. Vol. 122. P. 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
- Zhang W., Liaw P.K., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys // Science China Materials. 2018. Vol. 61. No. 1. P. 2–22. <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
- Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Фирстов С.А. Высокоэнтропийные сплавы – электронная концентрация – фазовый состав – параметр решетки – свойства // Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118. № 10. С. 1017–1029.
- Yeh J.-W., Chen S.-K., Gan J.-Y., Lin S.-J., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Formation of simple crystal structures in Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2004. Vol. 35. P. 2533–2536. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0234-4>
- Yeh J.-W. Recent progress in high-entropy alloys // Annales de Chimie: Science des Materiaux. 2006. Vol. 31. No. 6. P. 633–648. <https://doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>
- Tong C.J., Chen Y.-L., Chen S.-K., Yeh J.-W., Shun T.-T., Tsau C.-H., Lin S.-J., Chang S.-Y. Microstructure characterization of Al₁₃CoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multi-principal elements // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2004. Vol. 36. P. 881–893. <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0283-0>
- Tsai K.-Y., Tsai M.-H., Yeh J.-W. Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys // Acta Materialia. 2013. Vol. 61. No. 13. P. 4887–4897. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.04.058>
- Tsai M.-H., Yeh J.-W. High-entropy alloys: A critical review // Materials Research Letters. 2014. Vol. 2. No. 3. P. 107–123. <https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690>
- Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy alloys: A review // Journal of Materials Research Technology. 2016. Vol. 5. No. 4. P. 384–393. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.03.004>
- Murty B.S., Yeh J.-W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. High-Entropy Alloys. 2nd edition. Amsterdam: Elsevier, 2019. 374 p.
- Zhang Y. High-Entropy Materials. A Brief Introduction. Singapore: Springer Nature, 2019. 159 p.
- Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. Высокоэнтропийные сплавы: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 4. С. 249–258. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
- Громов В.Е., Рубанникова Ю.А., Коновалов С.В., Осинцев К.А., Воробьев С.В. Формирование улучшенных механических
- Gromov V.E., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and Properties of High-Entropy Alloys. Springer. Advanced Structured Materials. 2021, vol. 107, 110 p. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-78364-8>
- Rogachev A.S. Structure, stability and properties of high-entropy alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 2020, vol. 121, no. 8, pp. 733–764. <https://doi.org/10.1134/S0031918X20080098>
- Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*. 2004, vol. 6, no. 5, pp. 299–303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
- Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2014, vol. 61, pp. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
- Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys. *Entropy*. 2014, vol. 16, no. 9, pp. 4749–4768. <https://doi.org/10.3390/e16094749>
- Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. 2017, vol. 122, pp. 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
- Zhang W., Liaw P.K., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys. *Science China Materials*. 2018, vol. 61, no. 1, pp. 2–22. <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
- Gorban' V.F., Krapivka N.A., Firstov S.A. High-entropy alloys: Interrelations between electron concentration, phase composition, lattice parameter, and properties. *Physics of Metals and Metallography*. 2017, vol. 118, no. 10, pp. 970–981. <https://doi.org/10.1134/S0031918X17080051>
- Yeh J.-W., Chen S.-K., Gan J.-Y., Lin S.-J., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Formation of simple crystal structures in Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements. *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 2004, vol. 35, pp. 2533–2536. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0234-4>
- Yeh J.-W. Recent progress in high-entropy alloys. *Annales de Chimie: Science des Materiaux*. 2006, vol. 31, no. 6, pp. 633–648. <https://doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>
- Tong C.J., Chen Y.-L., Chen S.-K., Yeh J.-W., Shun T.-T., Tsau C.-H., Lin S.-J., Chang S.-Y. Microstructure characterization of Al₁₃CoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multi-principal elements. *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 2004, vol. 36, pp. 881–893. <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0283-0>
- Tsai K.-Y., Tsai M.-H., Yeh J.-W. Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, no. 13, pp. 4887–4897. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.04.058>
- Tsai M.-H., Yeh J.-W. High-entropy alloys: A critical review. *Materials Research Letters*. 2014, vol. 2, no. 3, pp. 107–123. <https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690>
- Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy alloys: A review. *Journal of Materials Research Technology*. 2016, vol. 5, no. 4, pp. 384–393. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.03.004>
- Murty B.S., Yeh J.-W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. *High-Entropy Alloys*. 2nd edition. Amsterdam: Elsevier, 2019, 374 p.
- Zhang Y. *High-Entropy Materials. A Brief Introduction*. Singapore: Springer Nature, 2019, 159 p.
- Osintsev K.A., Gromov V.E., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Panchenko I.A. High-entropy alloys: Structure, mechanical properties, deformation mechanisms and application. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 4, pp. 249–258. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
- Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Kononov S.V., Osintsev K.A., Vorob'ev S.V. Generation of increased mechanical properties of

- свойств высокоэнтروпийного сплава Cantor // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 8. С. 599–605.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
19. Горбачев И.И., Попов В.В., Кац-Демьянец А., Попов М.Л., Эшед Э. Прогнозирование фазового состава высокоэнтропийных сплавов на основе Cr–Nb–Ti–V–Zr с помощью CALPHAD-метода // Физика металлов и металловедение. 2019. Т. 120. № 4. С. 408–416. <https://doi.org/10.1134/S0015323019040065>
 20. Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Фирстов С.А., Куриленко Д.В. Роль различных параметров в формировании физико-механических свойств высокоэнтропийных сплавов с ОЦК-решеткой // Физика металлов и металловедение. 2018. Т. 119. № 5. С. 504–509. <https://doi.org/10.7868/S0015323018050108>
 21. Башев В.Ф., Кущнерев А.И. Структура и свойства литых и жидкозакаленных высокоэнтропийных сплавов системы Al–Cu–Fe–Ni–Si // Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118. № 1. С. 42–50. <https://doi.org/10.7868/S001532301610003X>
 22. Шайсултанов Д.Г., Степанов Н.Д., Салищев Г.А., Тихоновский М.А. Влияние термической обработки на структуру и твердость высокоэнтропийных сплавов CoCrFeNiMnV_x (x = 0.25, 0.5, 0.75, 1) // Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118. № 6. С. 610–621. <https://doi.org/10.7868/S0015323017060080>
 23. Мешков Е.А., Новоселов И.И., Янилкин А.В., Рогожкин С.В., Никитин А.А., Хомич А.А., Шутов А.С., Тарасов Б.А., Данилов С.Е., Арбузов В.Л. Экспериментально-теоретическое исследование эволюции атомной структуры высокоэнтропийных сплавов на основе Fe, Cr, Ni, Mn и Co при термическом и радиационном старении // Физика твердого тела. 2020. Т. 62. № 3. С. 339–350. <https://doi.org/10.21883/FTT.2020.03.48995.446>
 24. Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Выродова А.В., Сараева А.А., Бессонова И.Г., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А. Температурная и ориентационная зависимость механических свойств монокристаллов высокоэнтропийного сплава Al_{0.3}CoCrFeNi, упрочненных некогерентными частицами β-фазы // Известия вузов. Физика. 2020. Т. 63. № 1 (745). С. 121–127. <https://doi.org/10.17223/00213411/63/1/121>
 25. Ma Y., Peng G.J., Wen D.H., Zhang T.H. Nanoindentation creep behavior in a CoCrFeCuNi high-entropy alloys film with two different structure states // Materials Science and Engineering: A. 2015. Vol. 621. P. 111–117. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.10.065>
 26. Wang L.M., Chen G.G., Yeh J.W., Ke S.T. The microstructure and strengthening mechanism of thermal spray coating Ni_xCo_{0.6}Fe_{0.2}CrySi_zAlTi_{0.2} high-entropy alloys // Materials Chemistry and Physics. 2011. Vol. 126. No. 3. P. 880–885. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2010.12.022>
 27. Zhang H., Wu W., He Y., Li M., Guo S. Formation of core-shell structure in high-entropy alloy coating by laser cladding // Applied Surface Science. 2015. Vol. 363. P. 543–547. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.12.059>
 28. Gao W.Y., Chang C., Li G., Xue Y., Wang J., Zhang Z., Lin X. Study on the laser cladding of FeCrNi coating // Optik. 2019. Vol. 178. P. 950–957. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2018.10.062>
 29. Rong Z., Wang C., Wang Y., Dong M., You Y., Wang J., Liu H., Liu J., Wang Y., Zhu Z. Microstructure and properties of FeCoNiCr_x (x = Mn, Al) high-entropy alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 921. Article 166061. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166061>
 30. Chang S.-Y., Lin S.-Y., Huang Y.-C., Wu C.-L. Mechanical properties, deformation behaviors and interface adhesion of (AlCrTaTiZr)_{N_x} multi-component coatings // Surface and Coatings Technology. 2010. Vol. 204. No. 20. P. 3307–3314. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.03.041>
 31. Shen W.-J., Tsai M.-H., Chang Y.-S., Yeh J.-W. Effects of substrate bias on the structure and mechanical properties of (Al_{1.5}CrNb_{0.5}Si_{0.5}Ti)_{N_x} coatings // Thin Solid Films. 2012. Vol. 520. No. 19. P. 6183–6188. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2012.06.002>
 32. Braic V., Vladescu A., Balaceanu M., Luculescu C.R., Braic M. Nanostructured multi-element (TiZrNbHfTa)N and (TiZrNbHfTa)C Cantor high-entropy alloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 8, pp. 599–605. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
 19. Gorbachev I.I., Popov V.V., Kats-Dem'yanets A., Popov M.L., Eshed E. Prediction of the phase composition of high-entropy alloys based on Cr–Nb–Ti–V–Zr using the Calphad method. *Physics of Metals and Metallography*. 2019, vol. 120, no. 4, pp. 378–386. <https://doi.org/10.1134/S0031918X19040069>
 20. Gorban' V.F., Krapivka N.A., Firsov S.A., Kurilenko D.V. Role of various parameters in the formation of the physicomachanical properties of high-entropy alloys with BCC lattices. *Physics of Metals and Metallography*. 2018, vol. 119, no. 5, pp. 477–481. <https://doi.org/10.1134/S0031918X18050046>
 21. Bashev V.F., Kushnerev A.I. Structure and properties of cast and splat-quenched high-entropy Al–Cu–Fe–Ni–Si alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 2017, vol. 118, no. 1, pp. 39–47. <https://doi.org/10.1134/S0031918X16100033>
 22. Shaisultanov D.G., Stepanov N.D., Salishchev G.A., Tikhonovskiy M.A. Effect of heat treatment on the structure and hardness of high-entropy alloys CoCrFeNiMnV_x (x = 0.25, 0.5, 0.75, 1). *Physics of Metals and Metallography*. 2017, vol. 118, no. 6, pp. 579–790. <https://doi.org/10.1134/S0031918X17060084>
 23. Meshkov E.A., Novoselov I.I., Yanilkin A.V., Rogozhkin S.V., Nikitin A.A., Khomich A.A., Shutov A.S., Tarasov B.A., Danilov S.E., Arbuzov V.L. Experimental and theoretical study of the atomic structure evolution of high-entropy alloys based on Fe, Cr, Ni, Mn, and Co upon thermal and radiation aging. *Physics of the Solid State*. 2020, vol. 62, no. 3, pp. 389–400. <https://doi.org/10.1134/S1063783420030130>
 24. Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Pobedennaya Z.V., Vyrodova A.V., Saraeva A.A., Bessonova I.G., Kuksgauzen I.V., Kuksgauzen D.A. Temperature and orientation dependence of the mechanical properties of Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy single crystals hardened by non-coherent β-phase particles. *Russian Physics Journal*. 2020, vol. 63, no. 1, pp. 134–141. <https://doi.org/10.1007/s11182-020-02012-8>
 25. Ma Y., Peng G.J., Wen D.H., Zhang T.H. Nanoindentation creep behavior in a CoCrFeCuNi high-entropy alloys film with two different structure states. *Materials Science and Engineering: A*. 2015, vol. 621, pp. 111–117. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.10.065>
 26. Wang L.M., Chen G.G., Yeh J.W., Ke S.T. The microstructure and strengthening mechanism of thermal spray coating Ni_xCo_{0.6}Fe_{0.2}CrySi_zAlTi_{0.2} high-entropy alloys. *Materials Chemistry and Physics*. 2011, vol. 126, no. 3, pp. 880–885. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2010.12.022>
 27. Zhang H., Wu W., He Y., Li M., Guo S. Formation of core-shell structure in high-entropy alloy coating by laser cladding. *Applied Surface Science*. 2015, vol. 363, pp. 543–547. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.12.059>
 28. Gao W.Y., Chang C., Li G., Xue Y., Wang J., Zhang Z., Lin X. Study on the laser cladding of FeCrNi coating. *Optik*. 2019, vol. 178, pp. 950–957. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2018.10.062>
 29. Rong Z., Wang C., Wang Y., Dong M., You Y., Wang J., Liu H., Liu J., Wang Y., Zhu Z. Microstructure and properties of FeCoNiCr_x (x = Mn, Al) high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022, vol. 921, article 166061. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166061>
 30. Chang S.-Y., Lin S.-Y., Huang Y.-C., Wu C.-L. Mechanical properties, deformation behaviors and interface adhesion of (AlCrTaTiZr)_{N_x} multi-component coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2010, vol. 204, no. 20, pp. 3307–3314. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.03.041>
 31. Shen W.-J., Tsai M.-H., Chang Y.-S., Yeh J.-W. Effects of substrate bias on the structure and mechanical properties of (Al_{1.5}CrNb_{0.5}Si_{0.5}Ti)_{N_x} coatings. *Thin Solid Films*. 2012, vol. 520, no. 19, pp. 6183–6188. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2012.06.002>
 32. Braic V., Vladescu A., Balaceanu M., Luculescu C.R., Braic M. Nanostructured multi-element (TiZrNbHfTa)N and (TiZrNbHfTa)C

- hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2012. Vol. 211. P. 117–121. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.09.033>
33. Lin M.-I., Tsai M.-H., Shen W.-J., Yeh J.-W. Evolution of structure and properties of multi-component (AlCrTaTiZr)_xO_x films // *Thin Solid Films*. 2010. Vol. 518. No. 10. P. 2732–2737. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.10.142>
 34. Zhao Y., Zhang J., Wang Y., Wu K., Liu G., Sun J. Size-dependent mechanical properties and deformation mechanisms in Cu/NbMoTaW nanolaminates // *Science China Materials*. 2020. Vol. 63. No. 3. P. 444–452. <https://doi.org/10.1007/s40843-019-1195-7>
 35. Cao Z.H., Ma Y.J., Cai Y.P., Wang G.J., Meng X.K. High strength dual-phase high entropy alloys with a tunable nanolayer thickness // *Scripta Materialia*. 2019. Vol. 173. P. 149–153. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.08.018>
 36. Xu H., Zang J., Yuan Y., Zhou Y., Tian P., Wang Y. In-situ assembly from graphene encapsulated CoCrFeMnNi high-entropy alloy nanoparticles for improvement corrosion resistance and mechanical properties in metal matrix composites // *Journal of Alloys Compounds*. 2019. Vol. 811. Article 152082. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152082>
 37. Wang Y., Kuang S., Yu X., Wang L., Huang W. Tribo-mechanical properties CrNbTiMoZv high-entropy alloy films synthesized by direct magnetron sputtering // *Surface and Coating Technology*. 2020. Vol. 403. Article 126374. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126374>
 38. Zhao S., He L.-xin, Fan X.-xia, Liu C.-hai, Long J.-ping, Wang L., Chang H., Wang J., Zhang W. Microstructure and chloride corrosion property of nanocrystalline AlTiCrNiNa high entropy alloy coating on X80 pipeline steel // *Surface and Coating Technology*. 2019. Vol. 375. P. 215–220. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.07.033>
 39. Wu H., Zhang S., Wang Z.Y., Zhang C.H., Chen H.T., Chen J. New studies on wear and corrosion behavior of laser cladding FeNiCoCrMo_x high-entropy alloy coating: the role of Mo // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2022. Vol. 102. Article 105721. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105721>
 40. Ye F., Jiao Z., Yan S., Guo L., Feng L., Yu J. Microbeam plasma arc remanufacturing: effects of Al on microstructure, wear resistance, corrosion resistance and high temperature oxidation resistance of Al_xCoCrFeMnNi high-entropy alloy cladding layer // *Vacuum*. 2020. Vol. 174. Article 109178. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109178>
 41. Zhang G., Liu H., Tian X., Chen P., Yang H., Hao J. Microstructure and properties of AlCoCrFeNiSi high-entropy alloy coating on AISI 304 stainless steel by laser cladding // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020. Vol. 29. P. 278–288. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04586-3>
 42. Liu H., Zhang T., Sum S., Zhang G., Tian X., Chen P. Microstructure and dislocation density of AlCoCrFeNiSi_x high-entropy alloy coatings by laser cladding // *Materials Letters*. 2021. Vol. 283. Article 128746. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128746>
 43. Ye Q., Feng K., Li Z., Lu F., Li R., Huang J., Wu Y. Microstructure and corrosion properties of CrMnFeCoNi high-entropy alloy coating // *Applied Surface Science*. 2017. Vol. 396. P. 1420–1426. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.11.176>
 44. Jiang H., Han K., Li D., Cao Z. Synthesis and characterization of AlCo-CrFeNiNb_x high entropy alloy coatings by laser cladding // *Crystals*. 2019. Vol. 9. No. 1. Article 56. <https://doi.org/10.3390/cryst9010056>
 45. Liu S.S., Zhang M., Zhao G., Wang X.H., Wang J.F. Microstructure and properties of ceramic particle reinforced FeCoNiCrMnTi high entropy alloy laser cladding coating // *Intermetallics*. 2022. Vol. 140. Article 107402. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2021.107402>
 46. Zhong M., Wang D., He L., Ye X., Ouyang W., Xu Z., Zhang W., Zhou X. Microstructure and elevated temperature wear behavior of laser cladding NiMnFeCrAl high entropy alloy coating // *Optics and Laser Technology*. 2022. Vol. 149. Article 107845. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2022.107845>
 - hard coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2012, vol. 211, pp. 117–121. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.09.033>
 33. Lin M.-I., Tsai M.-H., Shen W.-J., Yeh J.-W. Evolution of structure and properties of multi-component (AlCrTaTiZr)_xO_x films. *Thin Solid Films*. 2010, vol. 518, no. 10, pp. 2732–2737. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.10.142>
 34. Zhao Y., Zhang J., Wang Y., Wu K., Liu G., Sun J. Size-dependent mechanical properties and deformation mechanisms in Cu/NbMoTaW nanolaminates. *Science China Materials*. 2020, vol. 63, no. 3, pp. 444–452. <https://doi.org/10.1007/s40843-019-1195-7>
 35. Cao Z.H., Ma Y.J., Cai Y.P., Wang G.J., Meng X.K. High strength dual-phase high entropy alloys with a tunable nanolayer thickness. *Scripta Materialia*. 2019, vol. 173, pp. 149–153. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.08.018>
 36. Xu H., Zang J., Yuan Y., Zhou Y., Tian P., Wang Y. In-situ assembly from graphene encapsulated CoCrFeMnNi high-entropy alloy nanoparticles for improvement corrosion resistance and mechanical properties in metal matrix composites. *Journal of Alloys Compounds*. 2019, vol. 811, article 152082. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152082>
 37. Wang Y., Kuang S., Yu X., Wang L., Huang W. Tribo-mechanical properties CrNbTiMoZv high-entropy alloy films synthesized by direct magnetron sputtering. *Surface and Coating Technology*. 2020, vol. 403, article 126374. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126374>
 38. Zhao S., He L.-xin, Fan X.-xia, Liu C.-hai, Long J.-ping, Wang L., Chang H., Wang J., Zhang W. Microstructure and chloride corrosion property of nanocrystalline AlTiCrNiNa high entropy alloy coating on X80 pipeline steel. *Surface and Coating Technology*. 2019, vol. 375, pp. 215–220. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.07.033>
 39. Wu H., Zhang S., Wang Z.Y., Zhang C.H., Chen H.T., Chen J. New studies on wear and corrosion behavior of laser cladding FeNiCoCrMo_x high-entropy alloy coating: the role of Mo. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2022, vol. 102, article 105721. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105721>
 40. Ye F., Jiao Z., Yan S., Guo L., Feng L., Yu J. Microbeam plasma arc remanufacturing: effects of Al on microstructure, wear resistance, corrosion resistance and high temperature oxidation resistance of Al_xCoCrFeMnNi high-entropy alloy cladding layer. *Vacuum*. 2020, vol. 174, article 109178. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109178>
 41. Zhang G., Liu H., Tian X., Chen P., Yang H., Hao J. Microstructure and properties of AlCoCrFeNiSi high-entropy alloy coating on AISI 304 stainless steel by laser cladding. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020, vol. 29, pp. 278–288. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04586-3>
 42. Liu H., Zhang T., Sum S., Zhang G., Tian X., Chen P. Microstructure and dislocation density of AlCoCrFeNiSi_x high-entropy alloy coatings by laser cladding. *Materials Letters*. 2021, vol. 283, article 128746. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128746>
 43. Ye Q., Feng K., Li Z., Lu F., Li R., Huang J., Wu Y. Microstructure and corrosion properties of CrMnFeCoNi high-entropy alloy coating. *Applied Surface Science*. 2017, vol. 396, pp. 1420–1426. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.11.176>
 44. Jiang H., Han K., Li D., Cao Z. Synthesis and characterization of AlCo-CrFeNiNb_x high entropy alloy coatings by laser cladding. *Crystals*. 2019, vol. 9, no. 1, article 56. <https://doi.org/10.3390/cryst9010056>
 45. Liu S.S., Zhang M., Zhao G., Wang X.H., Wang J.F. Microstructure and properties of ceramic particle reinforced FeCoNiCrMnTi high entropy alloy laser cladding coating. *Intermetallics*. 2022, vol. 140, article 107402. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2021.107402>
 46. Zhong M., Wang D., He L., Ye X., Ouyang W., Xu Z., Zhang W., Zhou X. Microstructure and elevated temperature wear behavior of laser cladding NiMnFeCrAl high entropy alloy coating. *Optics and Laser Technology*. 2022, vol. 149, article 107845. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2022.107845>

47. Zhang P., Xu Z., Yao Z., Liu Y., Lin S., He M., Lu S., Wu X. A high-corrosion-resistant high-entropy alloys (HEAs) coatings with single BCC solid solution structure by laser remelting // *Materials Letters*. 2022. Vol. 324. Article 132728. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.132728>
48. Liu H., Li X., Liu J., Gao W., Du X., Hao J. Microstructural evolution and properties of dual-layer CoCrFeMnTi_{0.2} high-entropy alloy coating fabricated by laser cladding // *Optics and Laser Technology*. 2021. Vol. 134. Article 106646. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106646>
49. Zhang Y., Han T., Xiao M., Shen Y. Effect of Nb content on microstructure and properties of laser cladding FeNiCoCrTi_{0.5}Nb_x high-entropy alloy coating // *Optik*. 2019. Vol. 198. Article 163316. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2019.163316>
50. Liu S.S., Zhang M., Zhao G.L., Wang X.H., Wang J.F. Microstructure and properties of ceramic particle reinforced FeCoNiCrMnTi high entropy alloy laser cladding coating // *Intermetallics*. 2022. Vol. 140. Article 107402. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2021.107402>
51. Jiang X.J., Wang S.Z., Fu H., Chen G.Y., Ran Q.X., Wang S.Q., Han R.H. A novel high entropy alloy coating on Ti-6Al-4V substrate by laser cladding // *Materials Letters*. 2022. Vol. 308. Part B. Article 131131. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.131131>
52. Deng C., Wang C., Chai L., Wang T., Luo J. Mechanical and chemical properties of CoCrFeNiMo_{0.2} high entropy alloy coating fabricated on Ti-6Al-4V by laser cladding // *Intermetallics*. 2022. Vol. 144. Article 107504. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107504>
53. Bingyuan H., Shaoyi B., Wenbo D., Weixing H., Xue Y., Fangfang C., Jiajie C., Xianghan G., Sheng Z. Laser-irradiation-induced dynamically recrystallized microstructure and properties of supersonic-particle-deposited Ni-Fe-Cr-Nb-Ti-Al high-entropy alloy coating // *Materials Characterization*. 2022. Vol. 183. Article 111600. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111600>
54. Guo J., Goh M., Zhu Z., Lee X., Nai M.L.S., Wei J. On the machining of selective laser melting CoCrFeMnNi high-entropy alloy // *Materials and Design*. 2018. Vol. 153. P. 211–220. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.012>
55. Lindner T., Lobel M., Sattler B., Lampke T. Surface hardening of FCC phase high-entropy alloy system by powder-pack boriding // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 371. P. 389–394. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.10.017>
56. Erdogan A., Günen A., Gök M.S., Zeytin S. Microstructure and mechanical properties of borided CoCrFeNiAl_{0.25}Ti_{0.5} high entropy alloy produced by powder metallurgy // *Vacuum*. 2021. Vol. 183. Article 109820. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109820>
57. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Rubannikova Yu.A., Semin A.P. Prospects for the application of surface treatment of alloys by electron beams in state of the art technologies // *Progress in Physics of Metals*. 2020. Vol. 21. No. 3. P. 345–362. <https://doi.org/10.15407/ufm.21.03.345>
58. Структура и свойства высокоэнтروпийных сплавов / В.Е. Громов, С.В. Коновалов, Ю.Ф. Иванов, К.А. Осинцев, Ю.А. Шлярова, А.П. Семин. Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2022. 230 с.
59. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A., Vorobyov S.V., Semin A.P. Structure and properties of the CrMnFeCoNi high-entropy alloy irradiated with a pulsed electron beam // *Journal Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 19. P. 4258–4269. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.06.108>
60. Osintsev K.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Konovalov S.V., Panchenko I.A., Vorobyov S.V. Evolution of structure in AlCoCrFeNi high-entropy alloy irradiated by pulsed electron beam // *Metals*. 2021. Vol. 11. No. 8. Article 1228. <https://doi.org/10.3390/met11081228>
61. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Осинцев К.А., Воробьев С.В., Панченко И.А. Фрактография поверхности разрушения высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi после электронно-пучковой обработки // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022. Т. 65. № 6. С. 427–433. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-6-427-433>
47. Zhang P., Xu Z., Yao Z., Liu Y., Lin S., He M., Lu S., Wu X. A high-corrosion-resistant high-entropy alloys (HEAs) coatings with single BCC solid solution structure by laser remelting. *Materials Letters*. 2022, vol. 324, article 132728. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.132728>
48. Liu H., Li X., Liu J., Gao W., Du X., Hao J. Microstructural evolution and properties of dual-layer CoCrFeMnTi_{0.2} high-entropy alloy coating fabricated by laser cladding. *Optics and Laser Technology*. 2021, vol. 134, article 106646. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106646>
49. Zhang Y., Han T., Xiao M., Shen Y. Effect of Nb content on microstructure and properties of laser cladding FeNiCoCrTi_{0.5}Nb_x high-entropy alloy coating. *Optik*. 2019, vol. 198, article 163316. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2019.163316>
50. Liu S.S., Zhang M., Zhao G.L., Wang X.H., Wang J.F. Microstructure and properties of ceramic particle reinforced FeCoNiCrMnTi high entropy alloy laser cladding coating. *Intermetallics*. 2022, vol. 140, article 107402. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2021.107402>
51. Jiang X.J., Wang S.Z., Fu H., Chen G.Y., Ran Q.X., Wang S.Q., Han R.H. A novel high entropy alloy coating on Ti-6Al-4V substrate by laser cladding. *Materials Letters*. 2022, vol. 308, part B, article 131131. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.131131>
52. Deng C., Wang C., Chai L., Wang T., Luo J. Mechanical and chemical properties of CoCrFeNiMo_{0.2} high entropy alloy coating fabricated on Ti-6Al-4V by laser cladding. *Intermetallics*. 2022, vol. 144, article 107504. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107504>
53. Bingyuan H., Shaoyi B., Wenbo D., Weixing H., Xue Y., Fangfang C., Jiajie C., Xianghan G., Sheng Z. Laser-irradiation-induced dynamically recrystallized microstructure and properties of supersonic-particle-deposited Ni-Fe-Cr-Nb-Ti-Al high-entropy alloy coating. *Materials Characterization*. 2022, vol. 183, article 111600. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111600>
54. Guo J., Goh M., Zhu Z., Lee X., Nai M.L.S., Wei J. On the machining of selective laser melting CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Materials and Design*. 2018, vol. 153, pp. 211–220. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.012>
55. Lindner T., Lobel M., Sattler B., Lampke T. Surface hardening of FCC phase high-entropy alloy system by powder-pack boriding. *Surface and Coatings Technology*. 2019, vol. 371, pp. 389–394. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.10.017>
56. Erdogan A., Günen A., Gök M.S., Zeytin S. Microstructure and mechanical properties of borided CoCrFeNiAl_{0.25}Ti_{0.5} high entropy alloy produced by powder metallurgy. *Vacuum*. 2021, vol. 183, article 109820. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109820>
57. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Rubannikova Yu.A., Semin A.P. Prospects for the application of surface treatment of alloys by electron beams in state of the art technologies. *Progress in Physics of Metals*. 2020, vol. 21, no. 3, pp. 345–362. <https://doi.org/10.15407/ufm.21.03.345>
58. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A., Shlyarova Yu.A., Semin A.P. *Structure and Properties of High-Entropy Alloys*. Novokuznetsk: Siberian State Industrial University, 2022, 230 p. (In Russ.).
59. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A., Vorobyov S.V., Semin A.P. Structure and properties of the CrMnFeCoNi high-entropy alloy irradiated with a pulsed electron beam. *Journal Materials Research and Technology*. 2022, vol. 19, pp. 4258–4269. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.06.108>
60. Osintsev K.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Konovalov S.V., Panchenko I.A., Vorobyov S.V. Evolution of structure in AlCoCrFeNi high-entropy alloy irradiated by pulsed electron beam. *Metals*. 2021, vol. 11, no. 8, article 1228. <https://doi.org/10.3390/met11081228>
61. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A., Vorob'ev S.V., Panchenko I.A. Fractography of fracture surface of CrMnFeCoNi high-entropy alloy after electron-beam processing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 6, pp. 427–433. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-6-427-433>

62. Громов В.Е., Шлярова Ю.А., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Воробьев С.В. Влияние электронно-пучковой обработки на характер разрушения высокоэнтропийного Cr-Mn-Fe-Co-Ni-сплава // Металловедение и термическая обработка металлов. 2022. № 5 (803). С. 35–39. <https://doi.org/10.30906/mitom.2022.5.35-39>
63. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kononov S.V., Osintsev K.A. Effect of electron beam treatment on the structure and properties of Al-CoCrFeNi high-entropy alloy // CIS Iron and Steel Review. 2021. Vol. 22. P. 72–76. <https://doi.org/10.17580/cisirs.2021.02.13>
64. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А., Коновалов С.В., Воробьев С.В., Кириллова А.В. Модифицирование структуры и свойств высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi импульсным электронным пучком // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2022. № 1. С. 65–76. https://doi.org/10.54826/19979258_2022_1_65
62. Gromov V.E., Shlyarova Yu.A., Ivanov Yu.F., Kononov S.V., Vorob'ev S.V. Effect of electron beam treatment on the fracture behavior of high-entropy Cr-Mn-Fe-Co-Ni alloy. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2022, no. 5 (803), pp. 35–39. (In Russ.). <https://doi.org/10.30906/mitom.2022.5.35-39>
63. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kononov S.V., Osintsev K.A. Effect of electron beam treatment on the structure and properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *CIS Iron and Steel Review*. 2021, vol. 22, pp. 72–76. <https://doi.org/10.17580/cisirs.2021.02.13>
64. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A., Kononov S.V., Vorob'ev S.V., Kirillova A.V. Modification of structure and properties of high-entropy CrMnFeCoNi alloy by pulsed electron beam. *Problemy cherno metallurgii i materialovedeniya*. 2022, no. 1, pp. 65–76. (In Russ.). https://doi.org/10.54826/19979258_2022_1_65

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: ksv@ssau.ru

Sergei V. Kononov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: ksv@ssau.ru

Олег Александрович Перегудов, к.т.н., помощник ректора по молодежной политике, Омский государственный технический университет
ORCID: 0000-0001-5154-5498
E-mail: olegomgtu@mail.ru

Oleg A. Peregudov, Cand. Sci. (Eng.), Rector's Assistant for Youth Policy, Omsk State Technical University
ORCID: 0000-0001-5154-5498
E-mail: olegomgtu@mail.ru

Михаил Олегович Ефимов, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-4890-3730
E-mail: moefimov@mail.ru

Mikhail O. Efimov, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-4890-3730
E-mail: moefimov@mail.ru

Юлия Андреевна Шлярова, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-5677-1427
E-mail: rubannikova96@mail.ru

Yuliya A. Shlyarova, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-5677-1427
E-mail: rubannikova96@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

В. Е. Громов – концепция статьи, написание первого варианта статьи.

V. E. Gromov – formation of the article concept, writing the first version of the article.

С. В. Коновалов – анализ данных по модифицированию поверхности высокоэнтропийных сплавов различными видами обработки.

S. V. Kononov – analysis of data on the modification of the surface of high-entropy alloys by various types of processing.

О. А. Перегудов – анализ работ отечественных и зарубежных исследователей, посвященных лазерному способу нанесения покрытий.

O. A. Peregudov – analysis of the works of domestic and foreign researchers devoted to the laser coating method.

М. О. Ефимов – анализ публикаций, посвященных магнетронному напылению высокоэнтропийных сплавов.

M. O. Efimov – analysis of publications devoted to magnetron sputtering of high-entropy alloys.

Ю. А. Шлярова – подбор и анализ обзорных статей и монографий, содержащих сведения о структуре, фазовом составе и свойств пленок и покрытий высокоэнтропийных сплавов на различные подложки.

Yu. A. Shlyarova – selection and analysis of review articles and monographs containing information on the structure, phase composition and properties of films and coatings of high-entropy alloys on various substrates.

Поступила в редакцию 30.08.2022

Received 30.08.2022

После доработки 09.09.2022

Revised 09.09.2022

Принята к публикации 09.09.2022

Accepted 09.09.2022



Оригинальная статья

УДК 669.620.172.2

DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-693-698

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2412>



ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В ТРИП СТАЛИ

В. В. Столяров

■ Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (Россия, 101000, Москва, Малый Харитоньевский пер., 4)

Аннотация. В работе представлены результаты исследования электропластического эффекта в метастабильной высоколегированной аустенитно-мартенситной стали в виде тонкой ленты толщиной 0,3 мм при пластической деформации с током разных мод и режимов. Выбор материала исследования обусловлен проявлением в нем ТРИП-эффекта, вызываемом мартенситным превращением при деформации. Соотношение объемных фракций аустенита и мартенсита в стали до деформации составляет 50:50. В работе изучены деформационное поведение стали в форме кривых напряжение – деформация и механические свойства при комнатной температуре при статическом растяжении с током в виде коротких одиночных импульсов большой плотности, а также многоимпульсного тока с частотой 1000 Гц и постоянного тока. Микроструктура в исходном, до растяжения, состоянии исследована методами оптической и просвечивающей микроскопии. Микроструктура представляет собой крупные равноосные зерна аустенита и двойникового мартенсита размером до 80 мкм. Фазовый состав стали до и после растяжения с током и без тока изучен методом рентгеновской дифракции. Деформация растяжением без тока способствует интенсивному мартенситному превращению и повышает объемную долю мартенсита с 50 до 82 %. Введение одиночных импульсов тока не влияет на ТРИП-эффект, вызывает скачки напряжения вниз и подтверждает возникновение электропластического эффекта. Показано, что мода тока оказывает сильное влияние на проявление ТРИП-эффекта, подавляет его при многоимпульсном и постоянном токе и вызывает резкое уменьшение пределов прочности, текучести и пластичности. Растяжение с током стабилизирует аустенит и уменьшает содержание образующегося мартенсита до 72 % при многоимпульсном режиме и до 50 % при использовании постоянного тока.

Ключевые слова: ТРИП сталь, электропластический эффект, растяжение, электрический ток, микроструктура, аустенит, мартенсит

Благодарности: Автор благодарен доктору В.Ф. Терентьеву за презентацию исследовательского материала, к.м.н. А.А. Мисоченко за помощь в механических испытаниях и проф. К. Падманабхан и его группе в Университете Анны (Индия) за проведенные исследования.

Для цитирования: Столяров В.В. Электропластический эффект при растяжении в ТРИП стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 10. С. 693–698. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-693-698>

Original article

ELECTROPLASTIC EFFECT AT TENSION IN TRIP STEEL

V. V. Stolyarov

■ Mechanical Engineering Research Institute, Russian Academy of Sciences (4 Malyi Khariton'evskii Lane, Moscow 101000, Russian Federation)

Abstract. The paper presents the results of a study of electroplastic effect in metastable high-alloyed austenitic-martensitic steel in strip form with the thickness of 0.3 mm during plastic deformation with current of different modes and regimes. Choice of the research material is due to manifestation of the TRIP effect in it, caused by martensitic transformation during deformation. The ratio of volume fractions of austenite and martensite in the steel before deformation was 50:50. Deformation behavior of the steel was studied by stress-strain curves and mechanical properties at room temperature in static tension with current by short single pulses of large density, as well as multipulse current with frequency of 1000 Hz and direct current. Microstructure in the initial, before tension, state was investigated by optical and transmission microscopy. It consists of large equiaxed grains of austenite and twinned martensite up to 80 μm in size. Phase composition of the steel before and after tension with and without current was studied by X-ray diffraction. Tensile deformation without current promotes martensitic transformation and increases the volume fraction of martensite from 50 to 82 %. The introduction of single current pulses does not influence the TRIP effect, causes power surges and confirms the occurrence of electroplastic effect. Current mode has a strong influence on manifestation of the TRIP effect, suppressing it at multipulse and direct current and causing a sharp decrease in tensile strength, yield stress, and elongation to failure. Tension with current stabilizes the austenite and reduces content of the formed martensite up to 72 % in multi-pulse mode and up to 50 % when using direct current.

Keywords: TRIP steel, electroplastic effect, tension, electric current, microstructure, austenite, martensite

Acknowledgments: The author expresses his gratitude to Terent'ev V.F. for presentation of the research material, A.A. Misochenko for assistance in mechanical testing and prof. K. Padmanabhan and his group from the Anna University (India) for structure research.

For citation: Stolyarov V.V. Electroplastic effect at tension in TRIP steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 10, pp. 693–698. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-693-698>

ВВЕДЕНИЕ

Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, заключающееся в снижении напряжений течения и в повышении пластичности материала при воздействии электрического тока [1]. Это позволяет достичь повышенной деформируемости материала при обработке давлением, например, при прессовании, прокатке, волочении, изгибе. На диаграмме деформации растяжением проявление ЭПЭ фиксируется, как правило, в виде скачков напряжения вниз [2].

Наиболее подробно изучен ЭПЭ чистых металлов и крупнозернистых однофазных сплавов [3], а также титановых сплавов [4], в том числе с памятью формы [5]. Исследуется ЭПЭ многих материалов на основе алюминия [6], меди [7], магния [8]. Ряд работ посвящен ЭПЭ в таких экзотических материалах, как оксидные керамики MgO и Al₂O₃ [9, 10], стекла [11], аморфные сплавы [12], тонкие пленки [13].

В последнее время много работ публикуется по исследованию ЭПЭ в различных сталях. Например, в duplexной феррит + аустенит и аустенитной 316L сталях подтверждено проявление ЭПЭ [14, 15]. Однако в стали 316L было установлено, что ЭПЭ при растяжении приводит к охрупчиванию за счет двойникования в структуре [16]. Оказалось, что воздействие тока может стимулировать или подавлять фазовые превращения [17]. Этот аспект наиболее интересен в приложении к ТРИП сталям, в которых прямое мартенситное превращение аустенит – мартенсит индуцируется пластической деформацией. В работе [18] показано, что ЭПЭ в ТРИП стали существует и проявляется при плотности тока выше критической, а эффективность ЭПЭ возрастает при охлаждении образца воздухом. Продемонстрировано, что основанная на ЭПЭ технология может быть применена даже в процессе сварки трением с перемешиванием [19].

К настоящему времени нет признанной всеми единой теории, объясняющей механизм ЭПЭ. Считается, что есть несколько возможных явлений, которые одновременно могут действовать при введении тока: взаимодействие электронов проводимости с дислокациями, тепловой нагрев, скин-, пинч- и магнитопластический эффекты и другие [20]. В многофазных нестабильных сплавах (ТРИП сталь является как раз таким) понимание ЭПЭ еще более затруднено, поскольку в них могут происходить фазовые превращения не только в процессе нагрева, но и при пластической деформации.

Целью настоящей работы являлось исследование особенностей проявления ЭПЭ в метастабильной аустенитно-мартенситной ТРИП стали при статическом растяжении и воздействии тока разных мод и режимов.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Объектом исследования являлась ТРИП сталь ВНС9-Ш (23X15H5AM3-Ш), образцы в форме ленты толщиной 0,3 мм. По фазовому составу холоднокатанная сталь в исходном состоянии представляла смесь нагартованного метастабильного аустенита и мартенсита деформации, отношение объемных фракций 50:50. Микроструктурный анализ выполнен методами оптической и просвечивающей электронной (JEOL JEM 2100) микроскопии. Фазовый рентгеноструктурный анализ проводили с использованием дифрактометра Rigaku Smart Lab. Образцы с рабочей частью размерами 0,3×3×30 мм испытывали на растяжение при скорости $0,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (0,6 мм/мин) при введении тока по следующим модам и режимам: 1 – без тока; 2 – одиночные импульсы тока, плотность (j) 350 А/мм², длительность t импульса $0,5 \cdot 10^{-3} \text{ с}$; 3 – многоимпульсный ток, $j = 100 \text{ А/мм}^2$, $t = 100 \text{ мс}$, частота 1000 Гц; 4 – постоянный ток, $j = 12 \text{ А/мм}^2$. Отметим, что в процессе растяжения реальная плотность тока повышается в связи с уменьшением исходного сечения, особенно сильно при образовании шейки. Температуру образца измеряли с точностью $\pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ хромель-алюмелевой термопарой, устанавливаемой в середине расчетной длины образца.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структура и фазовый состав

Исходная микроструктура ТРИП стали перед растяжением состояла из равноосных зерен средним размером 80 мкм почти равных объемных долей аустенита (γ) и мартенсита (α), которые в оптическом микроскопе хорошо различаются своей морфологией (рис. 1, а). При изучении на просвечивающем электронном микроскопе ясно видна граница между зернами аустенита и мартенсита в виде микродвойников (рис. 1, б).

Растяжение без тока способствует ТРИП-эффекту и увеличению содержания мартенсита деформации. Рентгеноструктурные исследования показали, что растяжение без тока и с одиночными импульсами тока наиболее сильно (до 82 %) повышает объемную долю мартенсита деформации в испытанном образце (рис. 2).

Растяжение с многоимпульсным током снижает образование мартенсита до 72 %, а с постоянным током – до 50 %. Иными словами, мартенситное превращение аустенита в мартенсит тормозится под действием импульсного тока и становится невозможным при постоянном токе. Подобный эффект тока, по-видимому, связан с повышением температуры и распадом мартенсита.

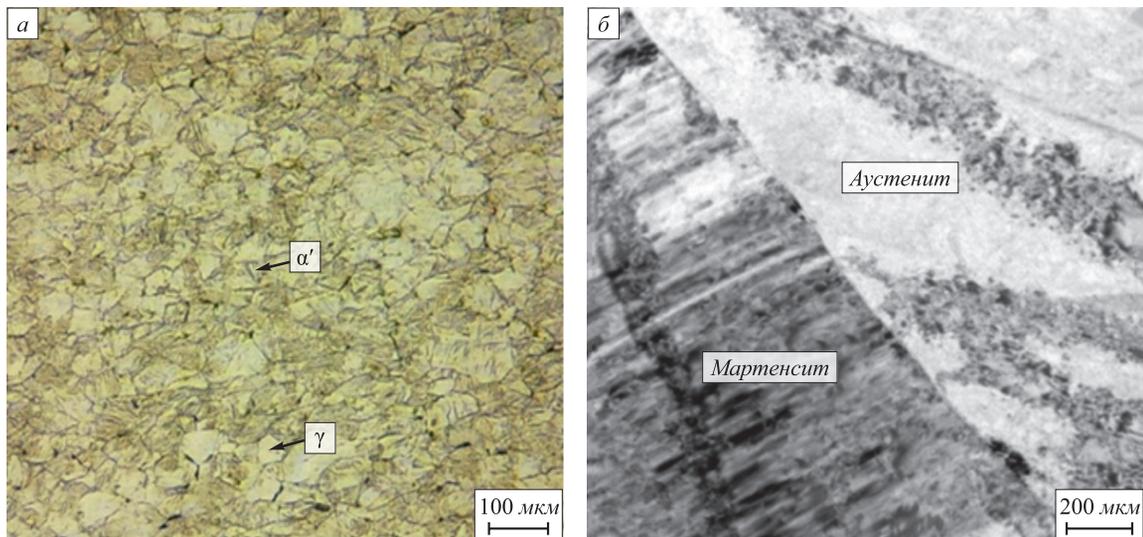


Рис. 1. Микроструктура ТРИП стали в исходном состоянии:
 а – оптическая микроскопия; б – просвечивающая электронная микроскопия

Fig. 1. Microstructure of TRIP steel in its initial state:
 a – optical microscopy; б – transmission electron microscopy

Механические свойства и деформационное поведение

Механические свойства ТРИП стали в аустенитно-мартенситном состоянии при растяжении с током и без тока приведены в таблице. Введение тока приводит к уменьшению длительности испытания, снижению пределов прочности и текучести на 10–20%, а также относительного удлинения до разрушения от 2 до 10 раз, особенно сильному для многоимпульсного и постоянного тока. Такое изменение прочностных характеристик не удивительно, так как температура образцов повышается более чем на 100 °С. Аномальное снижение пластичности при этом может свидетельствовать о вызванных током структурно-фазовых превращениях. Особенности кривых напряжение – деформация подтверждают это (рис. 3). При растяжении без тока наблюдаются зуб и протяженная площадка текучести с последующим низким скачкообразным деформационным упрочнением, которое обусловлено ТРИП-эффектом (рис. 1, а). Прочность и пластичность наиболее высокие для этого режима растяжения (см. таблицу).

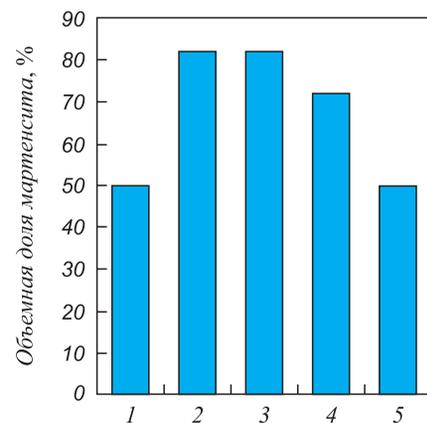


Рис. 2. Фракция мартенсита до и после растяжения при разных внешних условиях:
 1 – исходное; 2 – растяжение; 3 – растяжение одиночными импульсами; 4 – растяжение многоимпульсным током; 5 – растяжение постоянным током

Fig. 2. Martensite fraction before and after stretching under different external conditions:
 1 – initial; 2 – stretching; 3 – stretching by single pulses; 4 – stretching by multi-pulse current; 5 – stretching by direct current

Механические свойства ТРИП стали при разных режимах тока

Mechanical properties of TRIP steel at different current modes

Моды тока	Длительность испытания, мин	Температура, °С	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
Без тока	13,5	20	1650	1500	23,0
Одиночные импульсы	8,0	20	1500	1190	12,0
Многоимпульсный ток	3,0	120	1465	1150	2,8
Постоянный ток	2,0	130	1360	1150	2,0

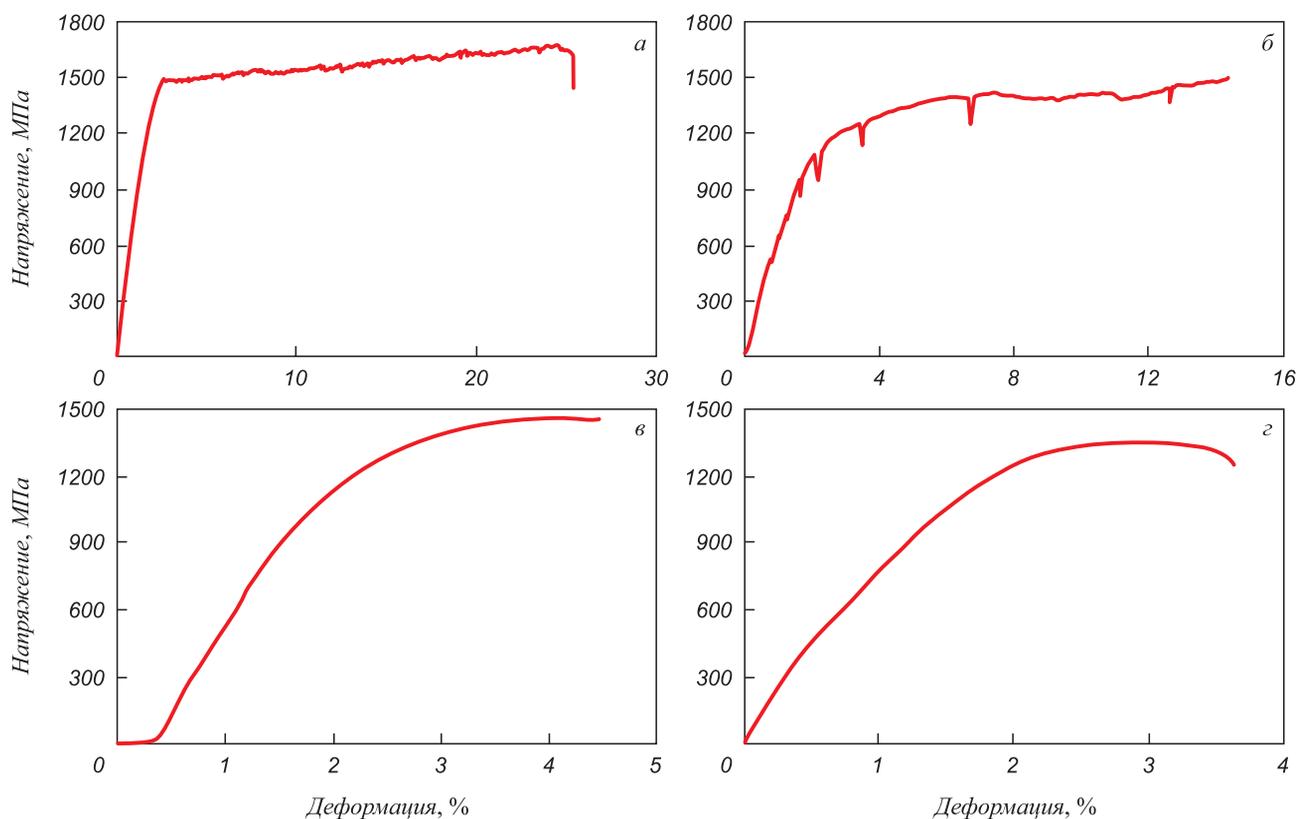


Рис. 3. Кривые напряжение – деформация при растяжении ТРИП стали:
а – без тока; б – одиночные импульсы; в – многоимпульсный ток; г – постоянный ток

Fig. 3. Stress – strain curves during tension of TRIP steel:

а – without current; б – single pulses; в – multi-pulse current; г – direct current

При всех других изученных режимах тока наблюдается снижение прочности и пластичности, особенно сильное при использовании многоимпульсного и постоянного тока. Одиночные импульсы тока приводят к исчезновению зуба текучести, появлению в упругой области и на стадии деформационного упрочнения скачков напряжения вниз амплитудой до 50 и 140 МПа соответственно, без существенного повышения температуры (рис. 1, б). Поскольку амплитуда скачков увеличивается при переходе из упругой зоны в пластическую, то предполагается, что механизм скачков в этих зонах отличается. В упругой области скачки напряжений обусловлены тепловым эффектом тока, а в пластической зоне они вызваны суммарным действием теплового эффекта и ЭПЭ. Из визуального сравнения амплитуды скачков в упругой и пластической зонах можно заключить, что ЭПЭ заметно больше теплового эффекта.

При воздействии многоимпульсного и постоянного тока скачки напряжения отсутствуют, возрастает коэффициент деформационного упрочнения (рис. 3, в, г). Кривая статического растяжения приобретает вид, характерный для стабильной высоколегированной аустенитной стали, что обусловлено большим тепловым эффектом (несколько сотен градусов).

Выводы

Электропластический эффект в исследуемой ТРИП стали проявляется в снижении напряжений течения и, особенно, удлинения до разрушения при всех режимах и модах электрического тока. Дegradация ТРИП-эффекта связана со стабилизацией аустенитного состояния, вызванного сопровождающим ток нагревом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Мисоченко А.А., Столяров В.В. Деформируемость, структура и свойства титановых сплавов, подвергнутых прокатке с током. Гл. 15. В кн.: Перспективные материалы и технологии. В 2 т. Т. 1 / Под ред. В.В. Клубовича. Витебск: Изд-во УО «ВГТУ», 2015. С. 268–278.
2. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства) /

1. Misochenko A.A., Stolyarov V.V. Deformability, structure and properties of titanium alloys subjected to rolling with current. Chapter 15. In: *Promising Materials and Technologies. In 2 vols. Vol. 1.* Klubovich V.V. ed. Vitebsk: Izd-vo VSTU, 2015, pp. 268–278. (In Russ.).
2. Troitskii O.A., Baranov Yu.V., Avraamov Yu.S., Shlyapin A.D. *Physical Foundations and Technologies of Processing Modern Ma-*

- O.A. Троицкий, Ю.В. Баранов, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин. Т. 1. Москва – Ижевск: Институт компьютерных технологий, 2004. 590 с.
- Conrad H. Electroplasticity in metals and ceramics // *Materials Science and Engineering: A*. 2000. Vol. 287. No. 2. P. 276–287. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00786-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00786-3)
 - Ao D.-W., Chu X.-R., Lin S.-X., Yang Y., Gao J. Hot tensile behaviors and microstructure evolution of Ti-6Al-4V titanium alloy under electropulsing // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2018. Vol. 31. No. 12. P. 1287–1296. <https://doi.org/10.1007/s40195-018-0735-3>
 - Stolyarov V.V. Influence of pulse current on deformation behavior during rolling and tension of Ti–Ni alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2013. Vol. 577. Suppl. 1. P. S274–S276. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.04.022>
 - Dobras D., Bruschi S., Simonetto E., Rutkowska-Gorczyca M., Ghiotti A. The effect of direct electric current on the plastic behavior of AA7075 aluminum alloy in different states of hardening // *Materials*. 2021. Vol. 14. No. 1. Article 73. <https://doi.org/10.3390/ma14010073>
 - Fan R., Magargee J., Hu P., Cao J. Influence of grain size and grain boundaries on the thermal and mechanical behavior of 70/30 brass under electrically-assisted deformation // *Materials Science and Engineering: A*. 2013. Vol. 574. P. 218–225. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.02.066>
 - Xie H.-y., Wang Q., Peng F., Liu K., Dong X.-h., Wang J.-f. Electroplastic effect in AZ31B magnesium alloy sheet through uniaxial tensile tests // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2015. Vol. 25. No. 8. P. 2686–2692. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63892-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63892-4)
 - Yang D., Conrad H. Plastic deformation of fine-grained Al₂O₃ in the presence of an electric field // *Scripta Materialia*. 1999. Vol. 41. No. 4. P. 397–401. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00126-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00126-8)
 - Conrad H., Yang D. Influence of an electric field on the plastic deformation of fine-grained MgO at high homologous temperatures // *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. No. 16. P. 4045–4052. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00203-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00203-2)
 - Яковлев А.В., Федоров В.А. Проявление электропластического эффекта в металлических стеклах // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2013. № 3. С. 99–102.
 - Pluzhnikova T.N., Fedorov V.A., Yakovlev A.V., Pluzhnikov S.N., Fedotov D.Y. Changing of mechanical characteristics of Co-based amorphous alloy and Fe-based nano-crystalline alloy in the hydrogenous medium under the influence of impulse electric current // *Journal of Physics: Conference Series*. 2019. Vol. 1400. No. 5. Article 055031. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1400/5/055031>
 - Zhu Y., Lai W. Effects of electropulsing induced microstructural changes on THz-reflection and electrical conductivity of Al-doped ZnO thin-films // *Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology*. 2016. Vol. 6. No. 3. P. 106–117. <https://doi.org/10.4236/jsemat.2016.63010>
 - Gennari C., Pezzato L., Simonetto E., Gobbo R., Forzan M., Calliari I. Investigation of electroplastic effect on four grades of duplex stainless steels // *Materials*. 2019. Vol. 12. No. 12. Article 1911. <https://doi.org/10.3390/ma12121911>
 - Breda M., Michieletto F., Beridze E., Gennari C. Experimental study on electroplastic effect in AISI 316L austenitic stainless steel // *Applied Mechanics and Materials*. 2015. Vol. 792. P. 568–571. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.792.568>
 - Zeng Z., He J., Xiang Z., Sun Q., Wu Y., Wang S. Embrittlement of 316L stainless steel in electropulsing treatment // *Journal Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. No. 5. P. 10669–10678. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.07.064>
 - Stolyarov V.V., Klyatskina E.A., Terentyev V.F. Suppression of TRIP effect in metastable steel by electrical current // *Letters on Materials*. 2016. Vol. 6. No. 4. P. 355–359. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2016-4-355-359>
 - Materials (Theory, Technology, Structure and Properties)*. Vol. 1. Moscow – Izhevsk: Institut komp'yuternykh tekhnologii, 2004, 590 p. (In Russ.).
 - Conrad H. Electroplasticity in metals and ceramics. *Materials Science and Engineering: A*. 2000. Vol. 287, no. 2, pp. 276–287. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00786-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00786-3)
 - Ao D.-W., Chu X.-R., Lin S.-X., Yang Y., Gao J. Hot tensile behaviors and microstructure evolution of Ti-6Al-4V titanium alloy under electropulsing. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2018, vol. 31, no. 12, pp. 1287–1296. <https://doi.org/10.1007/s40195-018-0735-3>
 - Stolyarov V.V. Influence of pulse current on deformation behavior during rolling and tension of Ti–Ni alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2013, vol. 577, suppl. 1, pp. S274–S276. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.04.022>
 - Dobras D., Bruschi S., Simonetto E., Rutkowska-Gorczyca M., Ghiotti A. The effect of direct electric current on the plastic behavior of AA7075 aluminum alloy in different states of hardening. *Materials*. 2021, vol. 14, no. 1, article 73. <https://doi.org/10.3390/ma14010073>
 - Fan R., Magargee J., Hu P., Cao J. Influence of grain size and grain boundaries on the thermal and mechanical behavior of 70/30 brass under electrically-assisted deformation. *Materials Science and Engineering: A*. 2013, vol. 574, pp. 218–225. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.02.066>
 - Xie H.-y., Wang Q., Peng F., Liu K., Dong X.-h., Wang J.-f. Electroplastic effect in AZ31B magnesium alloy sheet through uniaxial tensile tests. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2015, vol. 25, no. 8, pp. 2686–2692. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63892-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63892-4)
 - Yang D., Conrad H. Plastic deformation of fine-grained Al₂O₃ in the presence of an electric field. *Scripta Materialia*. 1999, vol. 41, no. 4, pp. 397–401. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00126-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00126-8)
 - Conrad H., Yang D. Influence of an electric field on the plastic deformation of fine-grained MgO at high homologous temperatures. *Acta Materialia*. 2000, vol. 48, no. 16, pp. 4045–4052. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00203-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00203-2)
 - Yakovlev A.V., Fedorov V.A. Manifestation of electroplastic effect in metal glasses. *Vektor nauki Tol'yatinskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2013, no. 3, pp. 99–102. (In Russ.).
 - Pluzhnikova T.N., Fedorov V.A., Yakovlev A.V., Pluzhnikov S.N., Fedotov D.Y. Changing of mechanical characteristics of Co-based amorphous alloy and Fe-based nano-crystalline alloy in the hydrogenous medium under the influence of impulse electric current. *Journal of Physics: Conference Series*. 2019, vol. 1400, no. 5, article 055031. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1400/5/055031>
 - Zhu Y., Lai W. Effects of electropulsing induced microstructural changes on THz-reflection and electrical conductivity of Al-doped ZnO thin-films. *Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology*. 2016, vol. 6, no. 3, pp. 106–117. <https://doi.org/10.4236/jsemat.2016.63010>
 - Gennari C., Pezzato L., Simonetto E., Gobbo R., Forzan M., Calliari I. Investigation of electroplastic effect on four grades of duplex stainless steels. *Materials*. 2019, vol. 12, no. 12, article 1911. <https://doi.org/10.3390/ma12121911>
 - Breda M., Michieletto F., Beridze E., Gennari C. Experimental study on electroplastic effect in AISI 316L austenitic stainless steel. *Applied Mechanics and Materials*. 2015, vol. 792, pp. 568–571. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.792.568>
 - Zeng Z., He J., Xiang Z., Sun Q., Wu Y., Wang S. Embrittlement of 316L stainless steel in electropulsing treatment. *Journal Materials Research and Technology*. 2020, vol. 9, no. 5, pp. 10669–10678. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.07.064>
 - Stolyarov V.V., Klyatskina E.A., Terentyev V.F. Suppression of TRIP effect in metastable steel by electrical current. *Letters on Materials*. 2016, vol. 6, no. 4, pp. 355–359. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2016-4-355-359>

18. Liu X., Lan S., Ni J. Experimental study of electro-plastic effect on advanced high strength steels // *Materials Science and Engineering: A*. 2013. Vol. 582. P. 211–218.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.03.092>
19. Liu X., Lan S., Ni J. Electrically assisted friction stir welding for joining Al 6061 to TRIP 780 steel // *Journal of Materials Process Technology*. 2015. Vol. 219. P. 112–123.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.12.002>
20. Kim M.-J., Yoon S., Park S., Jeong H.-J., Park J.-W., Kim K., Jo J., Heo T., Hong S.-T., Cho S.H., Kwon Y.-K., Choi I.-S., Kim M., Han H.N. Elucidating the origin of electroplasticity in metallic materials // *Applied Materials Today*. 2020. Vol. 21. Article 100874.
<https://doi.org/10.1016/j.apmt.2020.100874>
18. Liu X., Lan S., Ni J. Experimental study of electro-plastic effect on advanced high strength steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2013, vol. 582, pp. 211–218.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.03.092>
19. Liu X., Lan S., Ni J. Electrically assisted friction stir welding for joining Al 6061 to TRIP 780 steel. *Journal of Materials Process Technology*. 2015, vol. 219, pp. 112–123.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.12.002>
20. Kim M.-J., Yoon S., Park S., Jeong H.-J., Park J.-W., Kim K., Jo J., Heo T., Hong S.-T., Cho S.H., Kwon Y.-K., Choi I.-S., Kim M., Han H.N. Elucidating the origin of electroplasticity in metallic materials. *Applied Materials Today*. 2020, vol. 21, article 100874.
<https://doi.org/10.1016/j.apmt.2020.100874>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

Владимир Владимирович Столяров, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
ORCID: 0000-0001-7604-3961
E-mail: vlstol@mail.ru

INFORMATION ABOUT THE AUTHOR

Vladimir V. Stolyarov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher, Mechanical Engineering Research Institute, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-7604-3961
E-mail: vlstol@mail.ru

Поступила в редакцию 24.03.2022
После доработки 29.03.2022
Принята к публикации 04.04.2022

Received 24.03.2022
Revised 29.03.2022
Accepted 04.04.2022



Оригинальная статья

УДК 669:539.381.296

DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-699-705

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2413>



ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ НА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ВЫСОКОМАНГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ

С. А. Баранникова

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского Отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

Аннотация. Исследована макроскопическая локализация пластической деформации при одноосном растяжении монокристаллов стали Гадфильда (Fe – 13 % Mn – 1,03 % C). На стадии легкого скольжения обнаружены существенные различия в характере макролокализации пластической деформации. Все наблюдавшиеся в этих случаях картины локализации деформации можно разделить на два типа. Первый тип локализации деформации соответствует зарождению на верхнем пределе текучести и дальнейшему распространению фронта деформации, который поэтапно переводит материал образца из недеформированного состояния в деформированное. Наиболее наглядно это проявляется в монокристаллах, ориентированных вдоль осей растяжения $[\bar{3}77]$ и $[\bar{3}55]$, где на площадке текучести картина локализации деформации представляется одиночной зоной. Такой деформационный фронт проходит в объеме образца только один раз как полоса Чернова-Людерса. При этом течение материала осуществляется без упрочнения до тех пор, пока все его элементы не окажутся переведенными в деформированное состояние. Одиночные зоны локализации деформации наблюдаются также на стадиях легкого скольжения и площадке текучести в монокристаллах стали Гадфильда, ориентированных вдоль осей растяжения $[\bar{1}23]$ и $[012]$. При втором типе локализации на стадии легкого скольжения происходит синхронное движение по образцу нескольких очагов деформации. Движение может быть однонаправленным и встречным. Дальнейшее деформирование монокристаллов стали Гадфильда, ориентированных вдоль осей растяжения $[\bar{3}55]$ или $[012]$, приводит на стадии легкого скольжения к движению двух очагов локализации деформации. В монокристаллах, ориентированных вдоль оси $[\bar{1}11]$, картина локализации деформации представлена в виде четырех очагов локализованной деформации. Следовательно, синхронное движение фронтов деформации происходит по уже деформированному материалу. В качестве причины различия двух типов локализации макродеформации на стадии легкого скольжения и площадке текучести может обсуждаться число активных систем скольжения или двойникования при растяжении исследованных монокристаллов.

Ключевые слова: пластическая деформация, локализация, монокристаллы, нержавеющие стали, площадка текучести

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.

Для цитирования: Баранникова С.А. Исследование локализации деформации на начальных стадиях пластического течения высокомарганцевистой стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 10. С. 699–705. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-699-705>

Original article

LOCALIZATION OF STRAINS AT THE INITIAL STAGE OF PLASTIC YIELD OF HIGH MANGANESE STEEL

S. A. Barannikova

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. The study concerns the macroscopic localization of plastic strain during uniaxial tension of Hadfield steel (Fe – 13 %, Mn – 1.03 % C) monocrystals. At the easy glide stage, significant differences were noted in the nature of plastic strain macrolocalization. All strain localization patterns observed in these cases can be divided into two types. The first type of strain localization corresponds to nucleation at the upper yield point and to further propagation of the strain front. This gradually transforms the specimen material from an undeformed state to a deformed one. This is most clearly manifested in monocrystals oriented along tensile axes $[\bar{3}77]$ and $[\bar{3}55]$, where the localization of strains is represented by a single zone in the yield area. This strain front passes through the specimen volume only once as a Chernov-Lüders band. In this case, the material flows without hardening until all of its elements have been converted to a strain state. Single strain localization zones are also observed at easy glide stages and the yield point in Hadfield steel monocrystals oriented along tensile axes $[\bar{1}23]$ and $[012]$. In the second type of

localization a synchronous movement of several strain centers occurs in the specimen at the easy glide stage. The movement may be unidirectional or counteracting. Further strain of Hadfield steel monocrystals oriented along tensile axes [355] or [012] results in the movement of two strain localization centers at the easy glide stage. In monocrystals oriented along axis $\bar{1}11$, the strain localization pattern is represented as four localized strain centers. Consequently, the synchronous movement of strain fronts occurs in the already strained material. The number of active glide or twinning systems in the tensile strain of monocrystals studied can be viewed as a reason for the difference between the two types of macrostrain localization at the easy glide stage and the yield point

Keywords: plastic strain, localization, monocrystals, stainless steels, yield point

Funding: The work was performed within the framework of the state assignment of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, project FWRW-2021-0011.

For citation: Barannikova S.A. Localization of strains at the initial stage of plastic yield of high manganese steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 10, pp. 699–705. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-699-705>

ВВЕДЕНИЕ

Определенные перспективы в понимании природы локализации деформации могут быть связаны с автоволновыми представлениями о пластичности [1, 2]. В работах [3 – 6] показано, что деформационные процессы в материалах сосредоточены в очагах локализации деформации, самопроизвольно образующих упорядоченную эволюционирующую деформационную структуру. Эта структура существует в форме автоволн локализованного пластического течения, а паттерн является проекцией автоволн на поверхность деформируемого образца [1].

В физике пластичности в экспериментальных исследованиях главных закономерностей и особенностей пластической деформации традиционно [7] используются монокристаллы. Отсутствие в них границ зерен и постоянство свойств по всему объему позволяют в этом случае наиболее точно представить основные элементы кристаллографии скольжения, выделить стадии процесса и связать их с особенностями дефектной структуры и ее эволюцией [8]. Сравнительные испытания, проведенные на монокристаллах с разными кристаллическими решетками, позволяют также установить принципиальное различие в кристаллографии скольжения и закономерностях деформационного упрочнения, характерных для кристаллов, принадлежащих разным сингониям.

В настоящей работе получены данные о паттернах локализованной пластичности для сплава Fe – 13 % Mn – 1,03 % C. Использование монокристаллов высокомарганцевистых (13 % Mn) аустенитных сталей (сталь Гадфильда [9, 10]) вызвано тем, что за счет выбора ориентации оси растяжения в таких монокристаллах возможна смена механизма деформации от дислокационного скольжения к двойникованию [11, 12]. При этом возникает возможность сравнения картин локализованной деформации при работе разных деформационных механизмов.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Эксперименты были выполнены на монокристаллических образцах высокомарганцевистой аустенитной

стали Fe – 13 % Mn – 1,03 % C, которые гомогенизировали в инертном газе при 1373 К, а затем закачивали в воде после выдержки в течение 1 ч от той же температуры 1373 К. Были исследованы образцы следующих ориентаций: $\bar{3}77$, $\bar{3}55$, $\bar{1}11$, [012], $\bar{1}23$. Индексы рабочей плоскости (011). Сталь Гадфильда с разным содержанием атомов углерода имеет ГЦК структуру, не испытывает мартенситных превращений, деформируется скольжением и механическим двойникованием в широком интервале температур ($T = 233 \div 573$ К) с высоким значением коэффициента деформационного упрочнения [13 – 15]. Причину сильного деформационного упрочнения связывают обычно с развитием механического двойникования [16 – 20], при этом эффективным механизмом упрочнения является пересечение двойников, образующихся в нескольких системах одновременно [9, 10]. В отличие от низкопрочных ГЦК чистых металлов и сплавов в кристаллах стали Гадфильда с самого начала пластического течения при $T \approx 300$ К наблюдается двойникование в ориентациях, для которых отношение факторов Шмида двойникование/скольжение больше 1. Это означает, что упрочнение атомами углерода оказывает большее сопротивление движению дислокаций скольжения, чем двойникования. В монокристаллах стали Гадфильда вид кривых течения, коэффициент деформационного упрочнения, протяженность стадий упрочнения и механические характеристики зависят от ориентации оси растяжения кристаллов [11, 12].

Механические испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре со скоростью $1,2 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ плоских образцов $30 \times 5 \times 1,5$ мм сочетались с регистрацией и анализом паттерна локализованной пластичности, как и в работах [3 – 6], начиная с предела текучести периодичностью 15 с (через 0,2 % общей деформации). Методика регистрации и расшифровки спеклограмм, основанная на использовании двухэкспозиционной спекл-фотографии, позволяет восстанавливать поле векторов смещения и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии, что существенно обогащает информацию о закономерностях пластического течения. Детали и возможности такой методики описаны в работе [1]. Микроструктура исследуемых монокристаллов подробно исследована в работах [11, 12].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В монокристаллах стали Гадфильда, ориентированных вдоль направления $[\bar{3}77]$, существование «зуба» и площадки текучести связаны с зарождением и распространением по кристаллу полосы Людерса, состоящей из двойников деформации в первичной системе двойникового $[\bar{2}11](111)$ с максимальным фактором Шмида $m_1 = 0,5$. Металлографический анализ следов двойникового на рабочей поверхности таких образцов на стадии I (площадка текучести) показал, что они наклонены к оси образца под углом $\varphi = 35^\circ$. Картина распределений локальных удлинений ε_{xx} на стадии I представляет собой движущуюся одиночную зону локализованной деформации (рис. 1, а). Данные, представленные на рис. 1, а в виде карты, где светлым областям соответствуют большие значения ε_{xx} , показывают, что эта зона локализации наклонена к продольной оси образца под углом $\varphi = 40 \pm 5^\circ$, определенным по координатам максимумов ε_{xx} . Данный факт обусловлен действием первичной системы двойникового, следы от которой, как указано выше, наклонены к оси $[\bar{3}77]$ под углом $\varphi = 35^\circ$.

Картина локализации деформации в монокристаллах, ориентированных вдоль направления $[\bar{3}55]$, на площадке текучести оказалась аналогичной описанной выше для случая ориентации оси растяжения $[\bar{3}77]$ и также представляла собой движущийся одиночный деформационный фронт локализованной деформации. Поскольку ориентация $[\bar{3}55]$ находится в стандартном стереографическом треугольнике между двумя предельными случаями $[\bar{1}11]$ и $[\bar{3}77]$, то деформационная кривая таких образцов помимо площадки текучести (стадия I) содержит стадию с малым, но отличным от нуля коэффициентом деформационного упрочнения, соответствующую стадии легкого скольжения при дислокационной деформации. На этой стадии удалось наблюдать разделение очагов локализованной деформации. Как видно (рис. 1, б), от первичного очага деформации отделяется еще один фронт локализованной пластичности (представлена полутоновая карта распределений локальных удлинений, где светлым областям соответствуют большие значения ε_{xx}). Видно, что две зоны локализации деформации наклонены к продольной оси образца под углом $\varphi = 40 \pm 5^\circ$, определенным по координатам максимумов ε_{xx} (рис. 1, б). Это обусловлено действием преобладающей системы двойникового $[\bar{2}11](111)$, следы от которой наклонены к оси $[\bar{3}55]$ под углом $\varphi = 35^\circ$.

В монокристаллах, ориентированных вдоль направления $[\bar{1}11]$, развитие деформации происходит преимущественно за счет одной системы двойникового $[\bar{2}11](111)$ с максимальным фактором Шмида $m_1 = 0,314$. Металлографический анализ следов двойникового на рабочей поверхности образцов показал, что они наклонены к оси образца под углом $\varphi = 25^\circ$. Распределения

локальных удлинений на стадии легкого скольжения данных монокристаллов представляли собой совокупность четырех расположенных на одинаковых расстояниях широких деформационных зон, которые синхронно перемещались вдоль образца. На рис. 2, а показано распределение продольной компоненты ε_{xx} по образцу монокристалла стали Гадфильда, характерное для стадии линейного упрочнения. Такое распределение представляет собой совокупность расположенных на расстояниях $5,0 \pm 1$ мм зон локализации деформации. Рис. 2, а в виде полутоновой карты (где светлым областям соответствуют большие значения ε_{xx}) демонстрирует, что эти зоны наклонены к продольной оси образца так же, как и на стадии легкого скольжения. Углы наклона этих зон к оси растяжения, определенные по координатам максимумов ε_{xx} (рис. 2, а), составляют

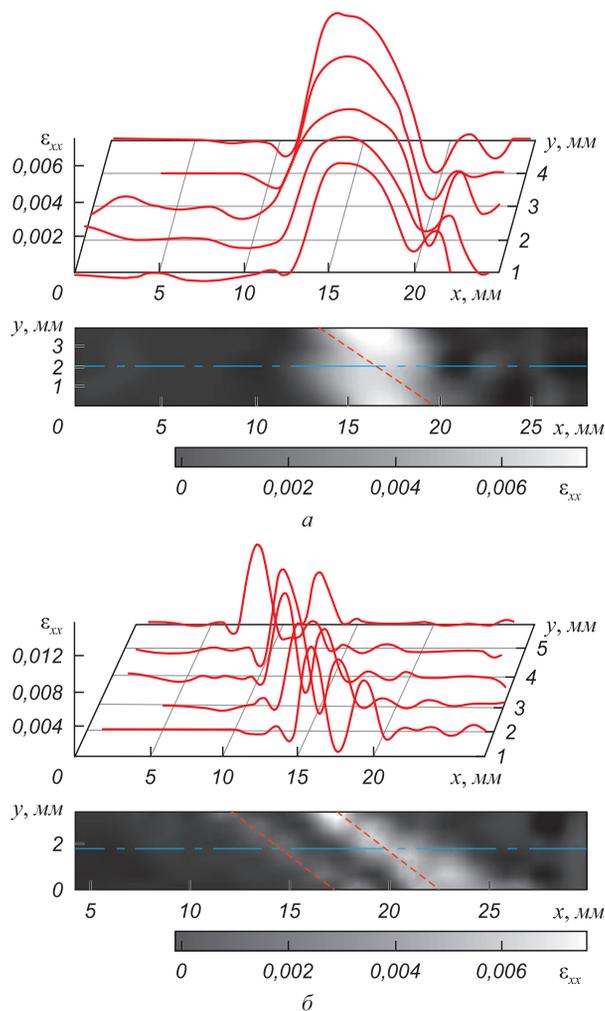


Рис. 1. Распределение локальных удлинений ε_{xx} монокристалла стали Гадфильда и соответствующая карта распределений локальных удлинений:

а – $[\bar{3}77]$, площадка текучести $\varepsilon_{tot} = 0,080 \div 0,082$;
 б – $[\bar{3}55]$, стадия легкого скольжения $\varepsilon_{tot} = 0,048 \div 0,050$

Fig. 1. Distribution of local elongations ε_{xx} of a Hadfield steel monocrystal and corresponding map of distributions of local elongations:

а – $[\bar{3}77]$, yield point $\varepsilon_{tot} = 0,080 \div 0,082$;
 б – $[\bar{3}55]$, easy glide stage $\varepsilon_{tot} = 0,048 \div 0,050$

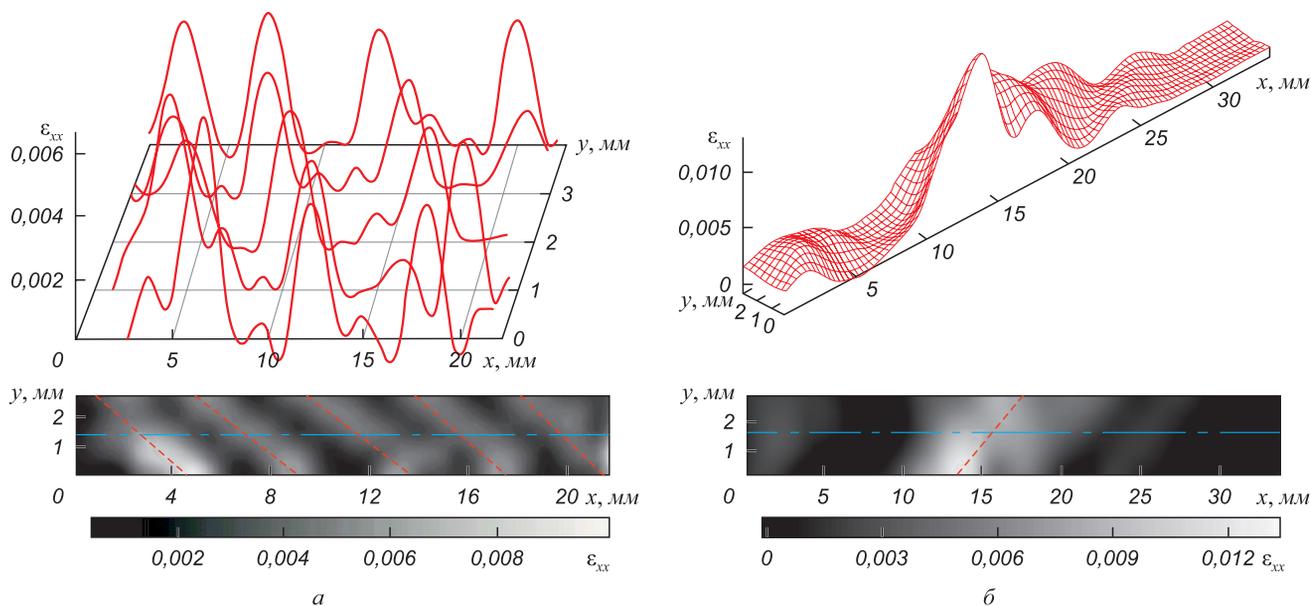


Рис. 2. Распределение локальных удлинений ϵ_{xx} монокристалла стали Гадфильда и соответствующая карта распределений локальных удлинений:

$a - [\bar{1}11]$, стадия линейного деформационного упрочнения $\epsilon_{tot} = 0,120 \div 0,122$; $b - [012]$, стадия легкого скольжения $\epsilon_{tot} = 0,052 \div 0,054$

Fig. 2. Distribution of local elongations ϵ_{xx} of a Hadfield steel monocrystal and corresponding map of distributions of local elongations: $a - [\bar{1}11]$, linear strain hardening stage $\epsilon_{tot} = 0.120 \div 0.122$; $b - [012]$, easy glide stage $\epsilon_{tot} = 0.052 \div 0.054$

$\varphi = 20 \pm 5^\circ$. По-видимому, данный факт обусловлен действием системы двойникования $[\bar{2}11](111)$, следы от которой, как указано выше, наклонены к оси $[\bar{1}11]$ под углом $\varphi = 25^\circ$. В монокристаллах, ориентированных вдоль направлений $[\bar{3}77]$ и $[\bar{3}55]$, на стадиях линейного упрочнения наблюдалась аналогичная картина локализации деформации в виде совокупности пяти расположенных на расстояниях $5,0 \pm 1$ мм зон локализации деформации.

В монокристаллах, ориентированных вдоль направления $[012]$, высокий фактор Шмида ($\sim 0,49$) соответствует двум системам скольжения: $[\bar{1}01](111)$ и $[\bar{1}0\bar{1}](\bar{1}11)$. Следы скольжения на рабочей поверхности образца при действии этих систем должны быть наклонены к направлению растяжения под углами 51 и 161° . Оптическая микроскопия выявила следы активной системы скольжения $[\bar{1}01](111)$ на стадии легкого скольжения, наклоненные к оси образца на угол 47° . На рис. 2, б показано распределение продольной компоненты ϵ_{xx} по образцу с ориентацией оси вдоль $[012]$, характерное для стадии легкого скольжения. Оно представляет собой движущуюся широкую одиночную зону локализованной деформации, состоящую из двух связанных очагов. На рис. 2, б представлена полутоновая карта распределений локальных деформаций для данного случая, где светлой области соответствуют большие значения ϵ_{xx} . Видно, что эта зона наклонена к продольной оси образца под углом $\varphi = 50 \pm 5^\circ$. По-видимому, данный факт обусловлен действием первичной системы скольжения $[\bar{1}01](111)$, следы от которой, как указано выше, наклонены к оси под углом $\varphi_1 = 47^\circ$.

Для монокристаллов с осью растяжения $[\bar{1}23]$ дислокационное скольжение также с начала течения происходит в одной системе $[\bar{1}01](111)$. На металлографическом шлифе следы скольжения в ней составляют с осью образца угол 65° .

Картина макролокализации деформации на стадии легкого скольжения представляла собой две движущиеся широкие деформационные зоны (рис. 3, а). Из полутоновой карты распределений локальных удлинений ϵ_{xx} (рис. 3, а) видно, что эти зоны локализованной деформации наклонены к продольной оси образца под углом $\varphi = 60 \pm 5^\circ$, что обусловлено действием первичной системы скольжения $[\bar{1}01](111)$. Дальнейшее деформирование этих кристаллов приводило к смене действующего механизма деформации от дислокационного скольжения к двойникованию на стадии линейного упрочнения. Упрочнение кристаллов в этом случае связано с развитием двойникования вначале в одной, а затем в нескольких системах. Картина локализации деформации на стадии линейного упрочнения представляет собой движение на одинаковых ($6,0 \pm 1$ мм) расстояниях четырех зон локализованной деформации (рис. 3, б). На полутоновой карте распределений локальных деформаций для данного случая светлым областям соответствуют большие значения ϵ_{xx} . Видно, что четыре зоны наклонены к продольной оси образца под углом $\varphi = 120 \pm 5^\circ$ (рис. 3, б). На данных этапах деформирования трудно выявить преобладающую систему скольжения или двойникования и связать с ней наклон очагов.

Можно предположить, что угол наклона зон локализации задается действующей системой двойникования

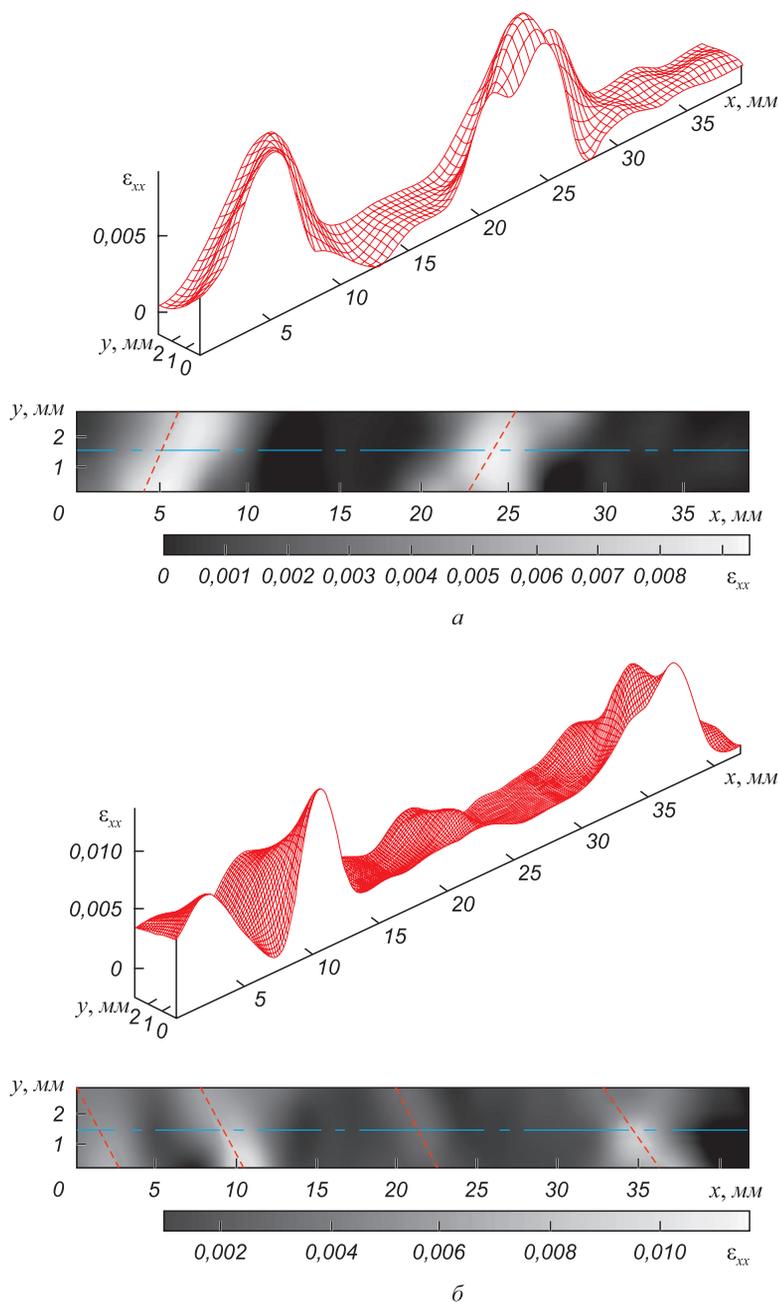


Рис. 3. Распределение локальных удлинений ε_{xx} монокристалла стали Гадфильда и соответствующая карта распределений локальных удлинений:
 а – $[\bar{1}23]$, стадия легкого скольжения $\varepsilon_{tot} = 0,100 \div 0,102$; б – $[\bar{1}23]$, стадия линейного деформационного упрочнения $\varepsilon_{tot} = 0,300 \div 0,302$

Fig. 3. Distribution of local elongations ε_{xx} of a Hadfield steel monocrystal and corresponding map of distributions of local elongations:
 а – $[\bar{1}23]$, easy glide stage $\varepsilon_{tot} = 0.100 \div 0.102$; б – $[\bar{1}23]$, linear strain hardening stage $\varepsilon_{tot} = 0.300 \div 0.302$

$[\bar{2}11](111)$, как и в случае деформирования образцов монокристаллов с ориентациями осей растяжения $[\bar{1}11]$ и $[\bar{3}77]$, в которых на стадии линейного упрочнения наблюдается преимущественное развитие двойникования в этой системе.

В ходе исследований локализации пластической деформации на стадии легкого скольжения были обнаружены существенные различия в характере макролокализации пластической деформации в исследуемых монокристаллических образцах. Все наблюдавшиеся

в этих случаях картины локализации деформации можно разделить на два типа. Первый тип локализации деформации соответствует зарождению на верхнем пределе текучести и дальнейшему распространению фронта деформации, который поэтапно переводит материал образца из недеформированного состояния в деформированное. При втором типе локализации на стадии легкого скольжения происходит синхронное движение по образцу нескольких очагов деформации. Движение их может быть однонаправленным и встреч-

ным, а скорости как одинаковыми, так и отличными друг от друга. В качестве причины различия двух типов локализации макродеформации на стадии I (легкого скольжения и площадке текучести) может обсуждаться число активных систем скольжения или двойникования при растяжении исследованных монокристаллов на основании кристаллографического анализа и металлографических исследований.

Выводы

Выполнены исследования паттернов локализованной деформации монокристаллов высокомарганцевистой стали с использованием методики спекл-фотографии. Установлено, что пространственная ориентация зон макроскопической локализованной деформации по отношению к оси растяжения монокристаллического образца определяется кристаллографическими параметрами, совпадая со следами действующих систем скольжения или двойникования, имеющих максимальные значения факторов Шмида, на плоскости

наблюдения очагов. Показано, что каждый из активных очагов локализованной пластической деформации есть совокупность действующих в период времени, соответствующий регистрации полей векторов смещения, сдвигов по плоскостям скольжения монокристаллов с максимальными факторами Шмида или совокупность двойников деформации, также удовлетворяющих этому условию.

Анализ локальных распределений позволяет утверждать, что число активных очагов локализованной пластической деформации, действующих на стадии легкого скольжения исследованных монокристаллов, определяется числом действующих при заданной кристаллографической ориентировке систем скольжения или двойникования. В случае монокристаллов, ориентированных для синглетного скольжения, возникает только один очаг локализованной пластичности. При мультиплетном скольжении одновременно сосуществуют два или более очагов, ориентация каждого из которых соответствует одной из активированных систем скольжения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. Москва: Физматлит, 2018. 208 с.
2. Зуев Л.Б., Хон Ю.А. Пластическое течение как процесс формирования пространственно-временных структур. Часть I. Качественные и количественные закономерности // Физическая мезомеханика. 2021. Т. 24. № 6. С. 5–14. <https://doi.org/10.24412/1683-805X-2021-6-5-14>
3. Баранникова С.А., Косинов Д.А., Зуев Л.Б., Громов В.Е., Коновалов С.В. Влияние водорода на макролокализацию пластической деформации низкоуглеродистой стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 12. С. 891–895. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-12-891-895>
4. Данилов В.И., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. Автоволны локализованной деформации на начальных стадиях пластического течения монокристаллов // Журнал технической физики. 2003. Т. 73. № 11. С. 69–75.
5. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V. Kinetics of plastic deformation localization bands in polycrystalline nickel // *Metals*. 2021. Vol. 11. No. 9. Article 1440. <https://doi.org/10.3390/met11091440>
6. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The features of localized plasticity autowaves in solids // *Materials Research*. 2019. Vol. 22. No. 4. Article 20180694. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0694>
7. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. Москва: Мир, 1969. 272 с.
8. Lychagin D.V., Filippov A.V., Novitskaya O.S., Kolubaev A.V., Moskvichev E.N., Fortuna S.V., Chumlyakov Y.I. Deformation and wear of Hadfield steel single crystals under dry sliding friction // *Wear*. 2022. Vol. 488–489. Article 204126. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204126>
9. Adler P.H., Olson G.B., Owen W.S. Strain hardening of Hadfield manganese steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1986. Vol. 17. No. 10. P. 1725–1737. <https://doi.org/10.1007/BF02817271>
10. Штремель М.А., Коваленко И.А. О механизме упрочнения стали Гадфильда // Физика металлов и металловедение. 1987. Т. 63. № 1. С. 172–180.
11. Karaman I., Sehitoglu H., Gall K., Chumlyakov Y.I., Maier H.J. Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip //
1. Zuev L.B. *Autowave Plasticity. Localization and Collective Modes*. Moscow: Fizmatlit, 2018, 208 p. (In Russ.).
2. Zuev L.B., Khon Yu.A. Plastic flow as spatiotemporal structure formation. Part I. Qualitative and quantitative patterns. *Physical Mesomechanics*. 2022, vol. 25, no. 2, pp. 103–110. <https://doi.org/10.1134/S1029959922020011>
3. Barannikova S.A., Kosinov D.A., Zuev L.B., Gromov V.E., Konovalov S.V. Hydrogen effect on macrolocalization of plastic deformation of low carbon steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 12, pp. 891–895. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-12-891-895>
4. Danilov V.I., Barannikova S.A., Zuev L.B. Localized strain autowaves at the initial stage of plastic flow in single crystals. *Technical Physics*. 2003, vol. 48, no. 11, pp. 1429–1435. <https://doi.org/10.1134/1.1626775>
5. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V. Kinetics of plastic deformation localization bands in polycrystalline nickel. *Metals*. 2021, vol. 11, no. 9, article 1440. <https://doi.org/10.3390/met11091440>
6. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The features of localized plasticity autowaves in solids. *Materials Research*. 2019, vol. 22, no. 4, article 20180694. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0694>
7. Berner R., Kronmüller G. *Plastische Verformung von Einkristallen*. Berlin: Springer, 1965. (Russ.ed.: Berner R., Kronmüller G. *Plasticheskaya deformatsiya monokristallov*. Moscow: Mir, 1969, 268 p.)
8. Lychagin D.V., Filippov A.V., Novitskaya O.S., Kolubaev A.V., Moskvichev E.N., Fortuna S.V., Chumlyakov Y.I. Deformation and wear of Hadfield steel single crystals under dry sliding friction. *Wear*. 2022, vol. 488–489, article 204126. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204126>
9. Adler P.H., Olson G.B., Owen W.S. Strain hardening of Hadfield manganese steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1986, vol. 17, no. 10, pp. 1725–1737. <https://doi.org/10.1007/BF02817271>
10. Shtremel' M.A., Kovalenko I.A. On the mechanism of Hadfield steel hardening. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1987, vol. 63, no. 1, pp. 172–180. (In Russ.).
11. Karaman I., Sehitoglu H., Gall K., Chumlyakov Y.I., Maier H.J. Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip. *Acta*

- Acta Materialia. 2000. Vol. 48. No. 6. P. 1345–1359.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00383-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00383-3)
12. Efstathiou C., Sehitoglu H. Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. No. 5. P. 1479–1488.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.054>
 13. Roshan J., Sankaranarayanan S.R., Kumares Babu S.P. Recent advancements in manganese steels – A review // *Materials Today: Proceedings*. 2020. Vol. 27. Part 3. P. 2852–2858.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.296>
 14. Li Y., Zhu L., Liu Y., Wei Y., Wu Y., Tang Di, Mi Z. On the strain hardening and texture evolution in high manganese steels: Experiments and numerical investigation // *Journal of The Mechanics and Physics of Solids*. 2013. Vol. 61. No. 12. P. 2588–2604.
<https://doi.org/10.1016/j.jmps.2013.08.007>
 15. Meng L., Yang P., Xie Q., Ding H., Tang Z. Dependence of deformation twinning on grain orientation in compressed high manganese steels // *Scripta Materialia*. 2007. Vol. 56. No. 11. P. 931–934.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.02.028>
 16. Гервасьев М.А., Хотинков В.А., Озеретц Н.Н., Хадыев М.С., Баширова М.А., Гусев А.А. Изменение микроструктуры и деформационное упрочнение высокомарганцевых сталей при растяжении // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 3. С. 3–6.
 17. Shterner V., Timokhina I.B., Beladi H. On the work-hardening behaviour of a high manganese TWIP steel at different deformation temperatures // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 669. No. 4. P. 437–446. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.104>
 18. Curtze S., Kuokkala V.-T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. No. 15. P. 5129–5141.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.05.049>
 19. De Cooman B.C., Estrin Yu., Kim S.K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 142. P. 283–362.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046>
 20. Zhang L., Guo P., Wang G., Liu S. Serrated flow and failure behaviors of a Hadfield steel at various strain rates under extensometer-measured strain control tensile load // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. No. 2. P. 1500–1508.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.11.075>
- Materialia*. 2000, vol. 48, no. 6, pp. 1345–1359.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00383-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00383-3)
12. Efstathiou C., Sehitoglu H. Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel. *Acta Materialia*. 2010, vol. 58, no. 5, pp. 1479–1488.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.054>
 13. Roshan J., Sankaranarayanan S.R., Kumares Babu S.P. Recent advancements in manganese steels – A review. *Materials Today: Proceedings*. 2020, vol. 27, part 3, pp. 2852–2858.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.296>
 14. Li Y., Zhu L., Liu Y., Wei Y., Wu Y., Tang Di, Mi Z. On the strain hardening and texture evolution in high manganese steels: Experiments and numerical investigation. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2013, vol. 61, no. 12, pp. 2588–2604.
<https://doi.org/10.1016/j.jmps.2013.08.007>
 15. Meng L., Yang P., Xie Q., Ding H., Tang Z. Dependence of deformation twinning on grain orientation in compressed high manganese steels. *Scripta Materialia*. 2007, vol. 56, no. 11, pp. 931–934.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.02.028>
 16. Gervas'ev M.A., Khotinov V.A., Ozerets N.N., Khadyev M.S., Bashirova M.A., Gusev A.A. Changes in microstructure and strain hardening of high-manganese steels under tension. *Metal Science and Heat Treatment*. 2020, vol. 62, no. 3–4, pp. 183–187.
<https://doi.org/10.1007/s11041-020-00534-z>
 17. Shterner V., Timokhina I.B., Beladi H. On the work-hardening behaviour of a high manganese TWIP steel at different deformation temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 669, no. 4, pp. 437–446. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.104>
 18. Curtze S., Kuokkala V.-T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate. *Acta Materialia*. 2010, vol. 58, no. 15, pp. 5129–5141.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.05.049>
 19. De Cooman B.C., Estrin Yu., Kim S.K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia*. 2018, vol. 142, pp. 283–362.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046>
 20. Zhang L., Guo P., Wang G., Liu S. Serrated flow and failure behaviors of a Hadfield steel at various strain rates under extensometer-measured strain control tensile load. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020, vol. 9, no. 2, pp. 1500–1508.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.11.075>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

INFORMATION ABOUT THE AUTHOR

Светлана Александровна Баранникова, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0001-5010-9969

E-mail: bsa@ispms.ru

Svetlana A. Barannikova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-5010-9969

E-mail: bsa@ispms.ru

Поступила в редакцию 04.08.2022

После доработки 04.09.2022

Принята к публикации 05.09.2022

Received 04.08.2022

Revised 04.09.2022

Accepted 05.09.2022

**Оригинальная статья**

УДК 621:538.911:538.951

DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-706-716

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2414>

ОЦЕНКА ВКЛАДОВ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ КОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО СПЛАВЛЕНИЕМ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗОЙ, МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

А. П. Зыкова, А. О. Панфилов, А. В. Воронцов,
Е. А. Колубаев, С. Ю. Тарасов

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского Отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/4)

Аннотация. Исследованы особенности структурно-фазового состояния композита на основе нержавеющей аустенитной стали с добавлением 25 % (об.) алюминиевой бронзы. Композит получали электронно-лучевой аддитивной технологией с одновременной подачей двух проволок. Проведен анализ структурно-фазового состояния, изучены механические характеристики. Проведена оценка вкладов различных механизмов в упрочнение композита. Установлено, что в композите сталь – 25 % бронзы формируется многофазная структура, которая состоит из 43,9 % аустенита, 32,0 % феррита и 24,2 % бронзы. Показано, что в зернах аустенита выделяются дисперсионно упрочняемые частицы меди, объемная доля которых составляет 47 %. В зернах феррита выделяются дисперсионно упрочняемые частицы NiAl с объемной долей 20 %. Данные просвечивающей электронной микроскопии свидетельствуют о когерентном сопряжении решеток дисперсионно упрочняемых частиц с матрицей. Такая структура композита обеспечивает повышение предела прочности в среднем на 50 % по сравнению с аустенитной сталью, полученной электронно-лучевой аддитивной технологией без добавления алюминиевой бронзы. Установлено, что вклады различных механизмов упрочнения в предел текучести аустенита, феррита и бронзы составили 959,3, 972,7 и 408,7 МПа соответственно. Зерна бронзы не вносят значительного вклада в повышение предела текучести композита, за исключением его прироста за счет дислокационного упрочнения. Основные вклады в повышение предела текучести композита вносят зерна аустенита за счет зернограничного, дисперсионного и дислокационного упрочнений и зерна феррита за счет зернограничного, твердорастворного и дислокационного упрочнений.

Ключевые слова: электронно-лучевая аддитивная технология, алюминиевая бронза, аустенитная сталь, композит сталь – бронза, микроструктура, предел текучести, предел прочности, оценка механизмов упрочнения

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0012. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Благодарности: Авторы выражают благодарность профессору А.И. Лоткову за ценные замечания, которые помогли улучшить статью.

Для цитирования: Зыкова А.П., Панфилов А.О., Воронцов А.В., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю. Оценка вкладов механизмов упрочнения композита, полученного сплавлением нержавеющей стали с алюминиевой бронзой, методом электронно-лучевого аддитивного производства // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 10. С. 706–716. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-706-716>

Original article

HARDENING MECHANISMS IN STAINLESS STEEL/ALUMINUM BRONZE COMPOSITE FABRICATED USING ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

A. P. Zykova, A. O. Panfilov, A. V. Vorontsov,
E. A. Kolubaev, S. Yu. Tarasov

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. The authors investigated the features of structural-phase state of a composite based on stainless austenitic steel with addition of 25 % (vol.) aluminum bronze. The composite was obtained by electron beam additive technology with simultaneous feeding of two wires. The paper considers analysis of the structural-phase state and mechanical characteristics. The contributions of various mechanisms to the composite hardening were evaluated. It was established that a multiphase structure is formed in the steel – 25 % bronze composite, which consists of 43.9 % austenite, 32.0 %

ferrite and 24.2 % bronze. Dispersion-hardened copper particles are isolated in austenite grains, volume fraction of which counts 47 %. Dispersion-hardened NiAl particles with a volume fraction of 20 % are isolated in ferrite grains. Transmission electron microscopy data indicate a coherent conjugation of arrays of dispersion-hardened particles with the matrix. Such a composite structure provides an increase in the tensile strength by an average of 50 % compared to austenitic steel obtained by electron beam additive technology without the addition of aluminum bronze. It was found that the contributions of various hardening mechanisms to yield strength of austenite, ferrite and bronze amounted to 959.3, 972.7 and 408.7 MPa, respectively. Bronze grains do not make a significant contribution to increase in yield strength of the composite, except for its increase due to dislocation hardening. The main contributions to increase in the composite yield strength are made by austenite grains due to grain-boundary, dispersion and dislocation hardening and by ferrite grains due to grain-boundary, solid-solution and dislocation hardening.

Keywords: electron beam additive technology, aluminum bronze, austenitic steel, steel-bronze composite, microstructure, yield strength, tensile strength, evaluation of hardening mechanisms

Funding: The work was performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, projects FWRW-2021-0012. The research was carried out using the equipment of the Central Research Center “Nanotech” of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences.

Acknowledgements: The authors express their gratitude to Professor A.I. Lotkov for valuable comments on the article.

For citation: Zykova A.P., Panfilov A.O., Vorontsov A.V., Kolubaev E.A., Tarasov S.Yu. Hardening mechanisms in stainless steel/aluminum bronze composite fabricated using electron beam additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 10, pp. 706–716. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-706-716>

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что прочность сталей и сплавов является важной функциональной характеристикой и всегда рассматривается в качестве основного показателя, определяющего их качество. Использование высокопрочных конструкционных сталей и сплавов позволяет решить ряд практических задач, связанных с обеспечением надежности и долговечности машин, механизмов и металлоконструкций, снизить массу металлических изделий и получить очевидные экономические выгоды. С другой стороны, оценка механических и эксплуатационных свойств сталей и сплавов, используемых в промышленности, требует знания физической природы их разрушения. Желаемая механическая прочность сталей достигается за счет сложного сочетания различных механизмов упрочнения, включая эффекты твердого раствора, размер зерен, вторичные дисперсные частицы, дислокационную структуру [1, 2]. Поэтому в литературе большое внимание уделяется количественной оценке различных механизмов упрочнения сталей после различных воздействий на ее структуру и механические свойства [3 – 7].

В центре внимания исследований с 1980 г. дисперсионное упрочнение сталей с высоким содержанием меди для замены серии трудно свариваемых высокопрочных сталей [8 – 10]. В работах [8 – 13] показано, что высоких значений физико-механических свойств конструкционных сталей можно достичь за счет легирования медью. Ранее авторами был получен композиционный сплав на основе нержавеющей стали марки 06X18H9T и алюминиевой бронзы, прочность которого была в среднем на 50 % выше прочности стали, полученной электронно-лучевой аддитивной технологией (ЭЛАТ) без добавления алюминиевой бронзы. Получение конструкционных сталей с необходимыми служебными характеристиками возможно при условии понимания процессов, в результате которых происходит повышение прочностных свойств.

Целью настоящей работы являлась оценка вкладов различных механизмов упрочнения в повышение предела текучести композита на основе нержавеющей стали с добавлением 25 % (об.) алюминиевой бронзы.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Заготовки композита сталь – бронза в виде «стенок» размером 80×120×8 мм получены послойной наплавкой из двух проволок: из нержавеющей стали марки 06X18H9T и алюминиевой бронзы марки БрАМц9-2 (диаметрами 1,6 мм). В качестве подложки использовалась пластина из нержавеющей стали толщиной 10 мм. Для получения композита сталь – бронза использовали установку электронно-лучевой аддитивной технологии, оснащенную двумя подачиками проволоки. Параметры наплавки: ускоряющее напряжение пучка 30 кВ, ток пучка изменялся при печати от 77 до 44 мА, скорость перемещения стола – 400 мм/мин. Необходимое процентное соотношение стали и бронзы поддерживалось во время наплавки автоматическим регулированием соответствующего соотношения скоростей подачи проволок. Скорость подачи проволоки 06X18H9T и БрАМц9-2 составляла 1300 и 250 мм/мин соответственно. В итоге был получен композит с объемным соотношением нержавеющая сталь/бронза 75:25.

Перед проведением металлографических исследований поверхность композита сталь – 25 % бронзы подвергалась традиционной пробоподготовке, включающей стадии шлифовки на наждачной бумаге (основа Al_2O_3) и полировки на алмазных пастах (с зернистостью 14/10, 3/2 и 1/0). Для выявления элементов микроструктуры полированную поверхность композита подвергали химическому травлению в реактиве: 30 мл HCl + 5 г $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ + 60 мл H_2O .

Макроструктуру композитов исследовали с помощью оптической микроскопии (ОМ; Альтами Мет 1С). Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили для уточнения количественного содержания фаз в композите,

определения параметров кристаллической решетки присутствующих фаз. Для этого использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-7, съемку рентгенограмм осуществляли с фокусировкой по Брэггу-Брентано, длина волны соответствовала 1,78897 Å (излучение Co-K_α). Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ, JEOL-2100) использовалась для выявления микроструктурных особенностей. Определение размеров и объемной доли присутствующих в композите фаз проводилось совместно с соответствующими микродифракционными картинками, светлопольными и темнопольными изображениями, полученными в рефлексах соответствующих фаз. Идентификация фаз проводилась по известным методикам с использованием схем микродифракционных картин, рассчитанных по табличным значениям параметров кристаллических решеток. Средний размер зерен, объемная доля фаз и вторичных частиц, скалярная плотность дислокаций в композите сталь – 25 % бронзы определялись по ме-

тодикам, подробно описанным в работах [14, 15]. Испытания на одноосное растяжение проводили на универсальной испытательной машине УТС-110М. Для испытаний на растяжение вырезали лопатки во взаимно перпендикулярных направлениях.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 показаны оптические изображения микроструктуры композита сталь – 25 % бронзы после травления. Микроструктура композита состоит из первичных дендритов аустенита, в промежутках между которыми затвердевает бронза. Дендриты аустенита неоднородны и содержат другую фазу по границам своих ветвей.

Данные РСА свидетельствуют о формировании в композите сталь – 25 % бронзы трех фаз: $\gamma\text{-Fe}$, $\alpha\text{-Fe}$ и $\alpha\text{-Cu}$ (рис. 2). При этом для всех фаз наблюдается смещение углового положения рефлексов в сравнении с табличными значениями фаз базы PDF-2 (для $\gamma\text{-Fe}$

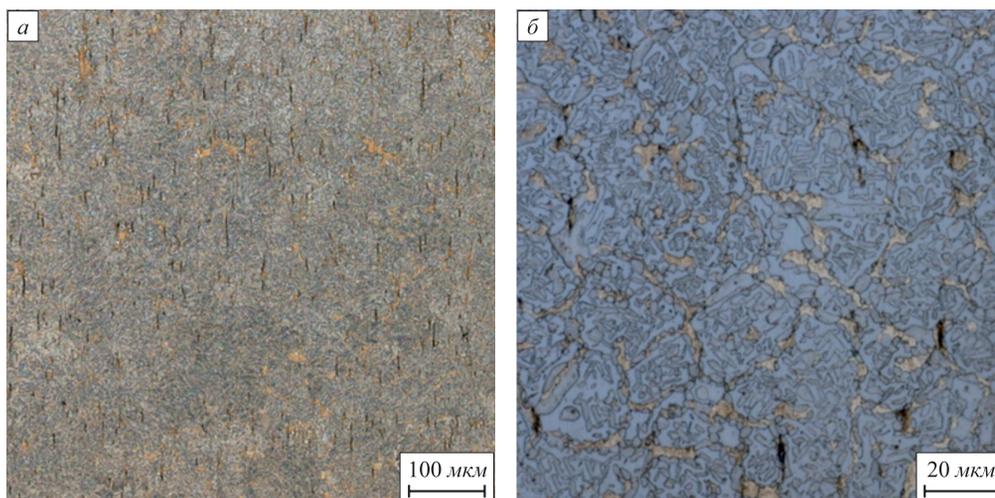


Рис. 1. Оптические изображения микроструктуры композита сталь – 25 % бронзы

Fig. 1. Optical images of microstructure of steel – 25 % bronze composite

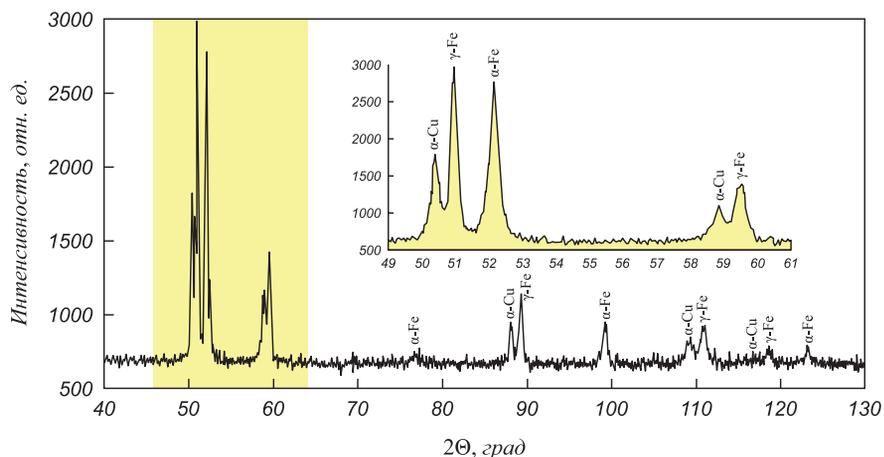


Рис. 2. Рентгенограмма композита сталь – 25 % бронзы

Fig. 2. XRD patterns of steel – 25 % bronze composite

карточка № 01-089-4185, для α-Fe карточка № 03-065-4899 и α-Cu карточка № 00-003-1018).

Параметр решетки *a* твердого раствора на основе меди в композите составляет $3,6404 \pm 0,0014 \text{ \AA}$ (рис. 3), что несколько меньше ранее установленного значения параметра для образцов чистой бронзы БрАМц9-2 $a = 3,6672 \pm 0,0007 \text{ \AA}$, полученных ЭЛАП [16]. Параметры решеток аустенита и феррита составляют $3,6025 \pm 0,0017$ и $2,8755 \pm 0,0038 \text{ \AA}$ соответственно.

В табл. 1 приведены значения: Θ – угол между падающим и отраженным рентгеновским пучком; I_{\max} – максимальная интенсивность сигнала, полученного от рефлекса; *d* – межплоскостное расстояние; I_{int} – интегральная интенсивность; *hkl* – индексы Миллера; *a* – параметр кристаллической решетки; $\frac{\cos^2 \Theta + \cos^2 \Theta}{\sin \Theta + \Theta}$ – экстраполяционная функция. С учетом интегральных интенсив-

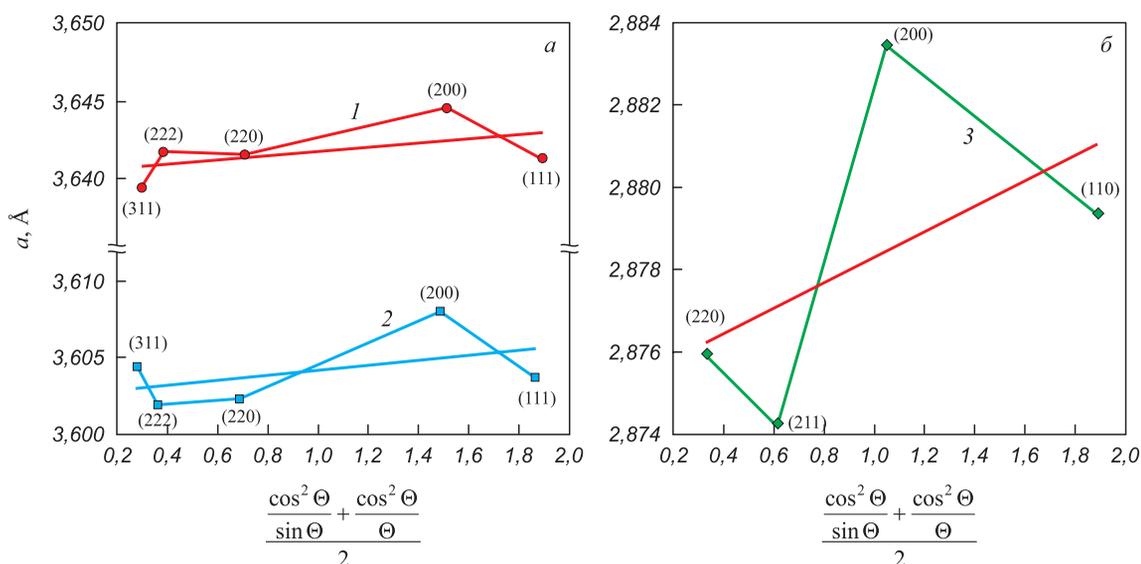


Рис. 3. Экстраполяционные графики для определения значений параметра кристаллических решеток γ-Fe (1), α-Cu (2) (а) и α-Fe (3) (б)

Fig. 3. Extrapolation graphs for determining values of the crystal lattice parameter γ-Fe (1), α-Cu (2) (a) and α-Fe (3) (b)

Таблица 1

Результаты рентгеноструктурного анализа композита сталь – 25 % бронзы

Table 1. Results of X-ray diffraction analysis of steel – 25 % bronze composite

2Θ	I_{\max}	<i>d</i>	I_{int}	<i>hkl</i> (Фаза)	<i>a</i> , Å	$\frac{\cos^2 \Theta + \cos^2 \Theta}{\sin \Theta + \Theta}$
50,36	799,5	2,1023	6836,1	111 (α-Cu)	3,6413	1,894060
50,92	1814,5	2,0806	12185,3	111 (γ-Fe)	3,6037	1,865148
52,12	1441,3	2,0360	16049,7	110 (α-Fe)	2,8793	1,805514
58,79	281,2	1,8223	3726,3	200 (α-Cu)	3,6446	1,512883
59,44	557,1	1,8040	6578,4	200 (γ-Fe)	3,6080	1,487360
76,69	34,7	1,4417	508,0	200 (α-Fe)	2,8834	0,955196
88,01	248,0	1,2875	2900,2	220 (α-Cu)	3,6416	0,709012
89,22	395,4	1,2736	4681,8	220 (γ-Fe)	3,6023	0,686224
99,33	207,9	1,1734	3607,3	211 (α-Fe)	2,8742	0,516443
109,10	96,3	1,0980	2160,8	311 (α-Cu)	3,6417	0,383036
110,90	198,7	1,0860	4619,9	311 (γ-Fe)	3,6019	0,361347
116,72	39,5	1,0506	586,0	222 (α-Cu)	3,6394	0,296635
118,55	91,9	1,0405	1361,8	222 (γ-Fe)	3,6044	0,277972
123,21	80,4	1,0168	1281,3	220 (α-Fe)	2,8759	0,233618

ностей (I_{int}) всех присутствующих идентифицированных рефлексов (табл. 1) были определены объемные доли присутствующих фаз, которые для γ -Fe, α -Fe и α -Cu составили 43,9, 32,0 и 24,2 % соответственно.

По данным ПЭМ внутри частиц γ -Fe присутствуют мелкодисперсные сферические частицы меди (рис. 4, а – в), средний размер составляет $40 \pm 1,4$ нм, объемная доля – 47 % (рис. 5, б). Эти частицы в γ -Fe

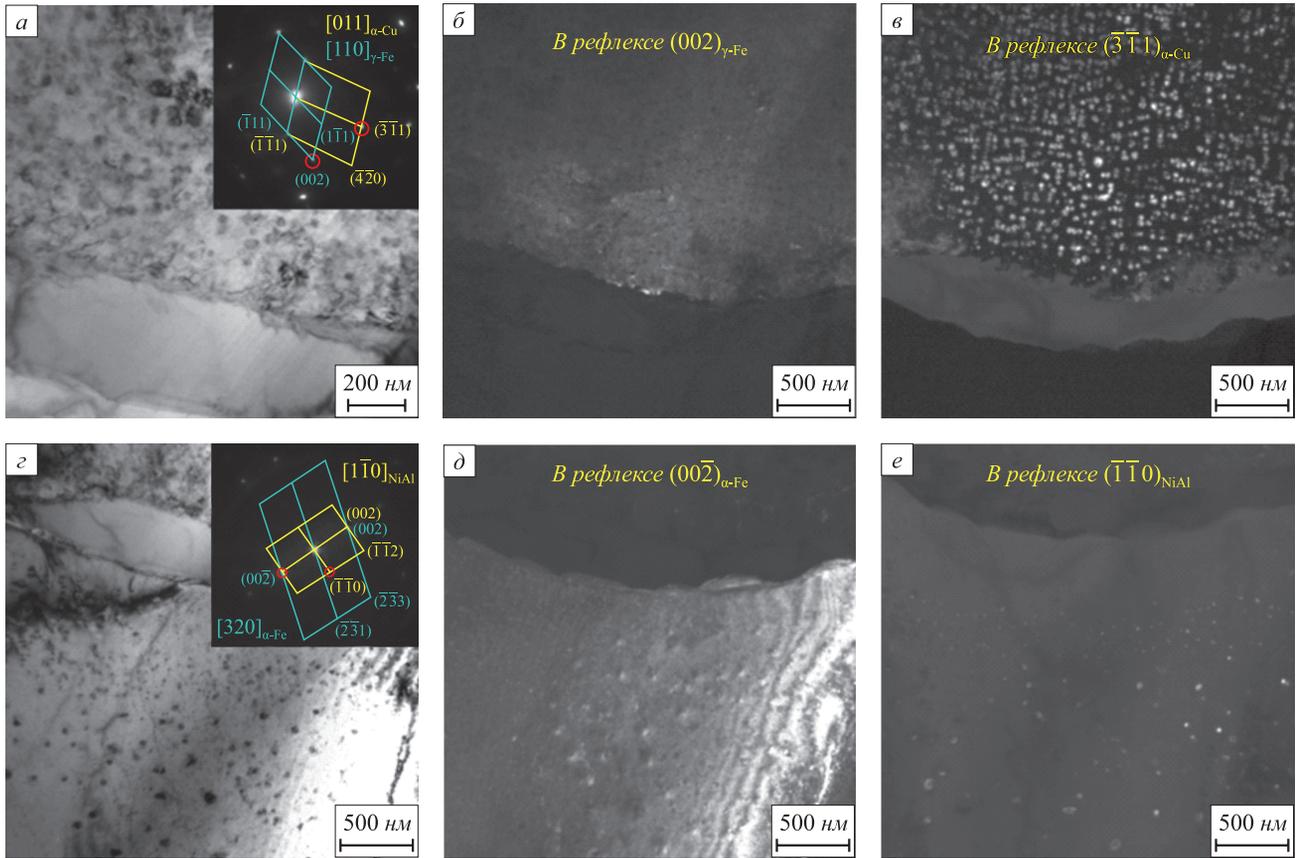


Рис. 4. Светлопольные ПЭМ-изображения фрагмента микроструктуры композита сталь – 25 % бронзы (а, с); темнопольные изображения (б, в), полученные в рефлексах, обозначенных на микродифракции с участка (а), и темнопольные изображения (д, е), полученные в рефлексах, обозначенных на микродифракции с участка (с)

Fig. 4. TEM bright-field images of microstructures of steel – 25 % bronze composite (a, c); dark-field images (b, e) obtained using and from SAED pattern (a); dark-field images (d, e) obtained using and from SAED pattern (c)

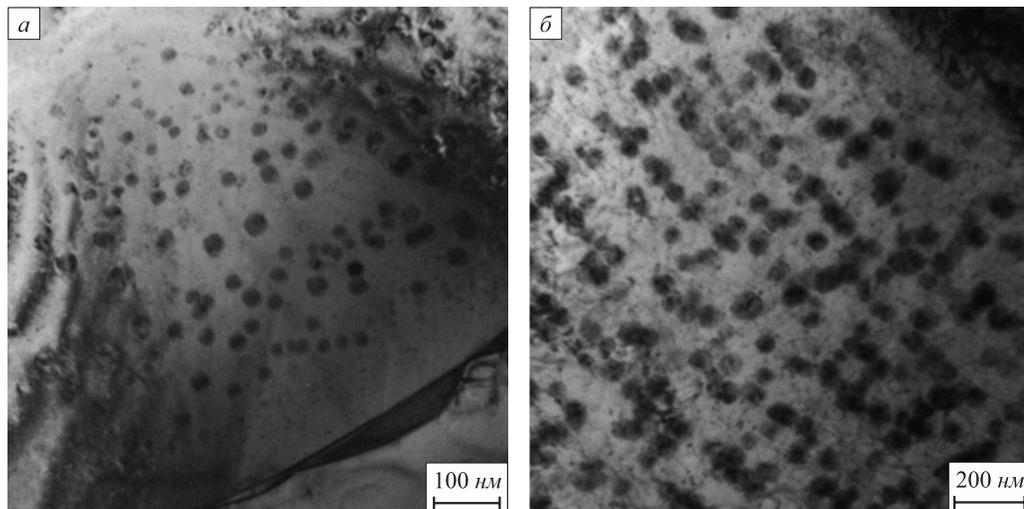


Рис. 5. Светлопольные ПЭМ-изображения фрагментов микроструктуры композита сталь – 25 % бронзы в зерне α -Fe (а) и в зерне γ -Fe (б)

Fig. 5. TEM bright-field images of microstructures of steel – 25 % bronze composite in α -Fe grain (a) and in γ -Fe grain (b)

являются вторичной фазой, которая могла сформироваться за счет выделения атомов меди из пересыщенного твердого раствора γ -Fe при охлаждении. Вокруг этих частиц наблюдается контраст, предположительно возникающий вследствие наличия полей упругих напряжений, и, соответственно, когерентного сопряжения решеток вторичных частиц Cu и γ -Fe (рис. 5, б). Темнопольное изображение в рефлексе $(\bar{1}\bar{1}0)\text{Ni}_{3}\text{Al}$ (рис. 4, а, е) свидетельствует о том, что в α -Fe выделяются мелкодисперсные частицы NiAl. Средний размер частиц NiAl в α -Fe составляет $44 \pm 1,4$ нм, объемная доля – 20,3 % (рис. 5, а). Вокруг частиц NiAl также наблюдаются поля упругих напряжений, что предположительно свидетельствует о когерентном сопряжении решеток частиц NiAl и α -Fe (рис. 5, а). В зернах α -Fe и γ -Fe наблюдается равномерное распределение дислокаций (рис. 5). Средняя скалярная плотность дислокаций в α -Fe составляет примерно $2,55 \cdot 10^{16} \text{ м}^{-2}$, для γ -Fe – $3,3 \cdot 10^{16} \text{ м}^{-2}$.

Зависимости от напряжения деформации стали 06Х18Н9Т и композита сталь – 25 % бронзы, полученных ЭЛАП, свидетельствуют о том, что величина деформации до разрушения зависит от направления роста стенки в большей степени для образцов чистой нержавеющей стали (рис. 6). При этом предел прочности такой зависимости не демонстрирует. Предел текучести и предел прочности стали 06Х18Н9Т составляют примерно 300 и 610 МПа соответственно (рис. 6). В то же время композит сталь – 25 % бронзы обладает повышенными значениями предела текучести и предела прочности образцов, вырезанных вдоль

направления печати (на схеме образец 3), до 870 и 1218 МПа соответственно, и образцов, вырезанных поперек направления печати (на схеме образец 4) до 818 и 1181 МПа соответственно (рис. 6). При этом относительное удлинение композита снижается незначительно по сравнению с относительным удлинением стали 06Х18Н9Т.

В результате растворения атомов никеля в бронзе произошло уменьшение параметра решетки твердого раствора за счет выхода из нее атомов алюминия, которые имеют больший радиус по сравнению с радиусами никеля, меди, хрома и железа [17]. Наличие существенного количества атомов алюминия в γ -Fe приводит к небольшому увеличению параметра решетки аустенита. При исследовании областей твердого раствора на основе меди было показано, что они свободны от каких-либо частиц Fe_xAl_y , несмотря на то, что их наличие характерно для никель-алюминиевых бронз, в том числе полученных аддитивным производством проволочной дугой [18, 19]. Возможно, причина в том, что произошло их растворение в результате последовательных нагревов при нанесении слоев. С другой стороны, эти области содержат большое количество дислокаций, формирование которых может быть связано с образованием и последующей конденсацией вакансий по диффузионному механизму [20]. При этом возможно также, что эти дислокации закреплены на зонах Гинье-Престона.

На прочностные свойства низкоуглеродистых аустенитных и ферритных сталей, а также медных сплавов существенное влияние могут оказывать измельчение зеренной структуры, дисперсионное упрочнение, твердорастворное упрочнение, дислокационное упрочнение [1, 2, 21]. Поэтому целесообразно выполнить оценку механизмов упрочнения на предел текучести и предел прочности композита сталь – 25 % бронзы согласно следующему соотношению [1, 2]:

$$\sigma_T = \Delta\sigma_{\text{тв.р}} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{д.ч}}, \quad (1)$$

где $\Delta\sigma_{\text{тв.р}}$ – прирост предела текучести за счет упрочнения твердого раствора легирующими элементами и примесями; $\Delta\sigma_3$ – прирост предела текучести за счет зернограничного упрочнения; $\Delta\sigma_{\text{д}}$ – прирост предела текучести за счет дислокационного упрочнения; $\Delta\sigma_{\text{д.ч}}$ – прирост предела текучести за счет дисперсионного упрочнения.

В исследуемом композите сталь – 25 % бронзы, как было показано экспериментально, матричная структура неоднородна и состоит из твердых растворов, образованных на основе γ -Fe, α -Fe и α -Cu. Поэтому для оценки влияния механизмов упрочнения на предел текучести композита сталь – 25 % бронзы целесообразно использовать соотношение:

$$\sigma_T = f_A \Delta\sigma_A + f_{\Phi} \Delta\sigma_{\Phi} + f_{\text{Cu}} \Delta\sigma_{\text{Cu}}, \quad (2)$$

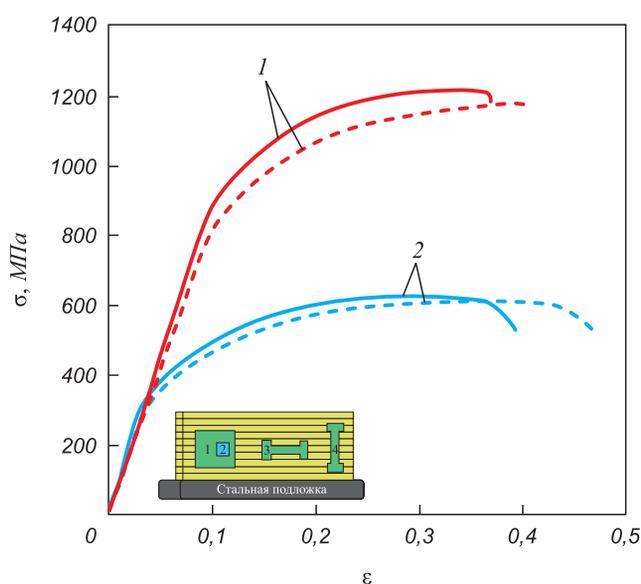


Рис. 6. Зависимости деформации от напряжения стали 06Х18Н9Т (1) и композита сталь – 25 % бронзы (2), полученных ЭЛАП: — — — образец 3; - - - - образец 4

Fig. 6. Stress-strain curves of steel 321 (1) and steel – 25 % bronze composite (2) obtained by electron beam additive technology: — — — sample 3; - - - - sample 4

где f_A, f_F, f_{Cu} – объемные доли аустенита, феррита и бронзы соответственно (для расчетов использовали значения, полученные РСА); $\Delta\sigma_A, \Delta\sigma_F, \Delta\sigma_{Cu}$ – предел текучести аустенита, феррита и бронзы, определяемые соотношением (1).

Легирующие и примесные элементы, растворенные в твердых растворах γ -Fe, α -Fe и α -Cu, повышают как предел текучести, так и предел прочности, причем это влияние в значительной степени связано с различием размеров атомов растворенных элементов и матрицы. При анализе рентгенограммы было показано влияние легирующих элементов на параметры и искажение кристаллической решетки. Количественная оценка упрочнения металлических материалов при легировании проводится по формуле

$$\Delta\sigma_{тв.р} = \sum_{i=1}^n k_i C_i, \quad (3)$$

где k_i – коэффициент упрочнения матрицы при растворении в нем 1 % (по массе) i -го легирующего элемента [2]; C_i – концентрация i -го легирующего элемента, растворенного в матрице.

Так как в настоящей работе диффузия хрома, никеля, меди, алюминия и железа имеет важную роль в формировании структурно-фазового состояния композита, то при оценке твердорастворного упрочнения учитывали концентрацию этих элементов. В результате было установлено, что вклад в упрочнение аустенита, феррита и бронзы составил 118,3, 233,9 и 72,3 МПа соответственно (табл. 2).

Наличие границ зерен в композите сталь – 25 % бронзы препятствует развитию пластической деформации, так как в каждом зерне имеются границы, являющиеся эффективными барьерами для движений дислокаций. Экспериментально было установлено, что средний размер зерен в стали 06Х18Н9Т, полученной ЭЛАТ, составляет 433 ± 145 мкм [22], что значительно превышает средний размер зерен аустенита, феррита и бронзы в композите (больше 90 %). Согласно соотношению Холла-Петча предел текучести в зависимости

от среднего размера зерна можно описать следующей формулой:

$$\Delta\sigma_3 = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}, \quad (4)$$

где σ_0 – напряжение Пайерлса-Набарро (для γ -Fe, α -Fe и α -Cu составляет 72, 48 и 26 МПа соответственно [1]); k_y – коэффициент зернограницного упрочнения (для γ -Fe, α -Fe и α -Cu составляет 23,9, 22,8 и 3,6 МПа·мм^{1/2} соответственно [1]); d – средний размер зерен.

Из табл. 2 видно, что измельчение зерен γ -Fe и α -Fe вносит значительный вклад в упрочнение за счет границ зерен, тогда как значение $\Delta\sigma_3$ для α -Cu незначительно и составляет всего 90,3 МПа.

Несмотря на некоторые различия в предлагаемых разными авторами механизмах деформационного упрочнения, вклад в деформационное упрочнение может быть обобщен следующим соотношением:

$$\Delta\sigma_d = \alpha m G b \rho^{1/2}, \quad (5)$$

где α – безразмерный коэффициент, который меняется в пределах 0,05 – 1 в зависимости от типа дислокационного ансамбля; m – ориентационный множитель (для γ -Fe, α -Fe и α -Cu составляет 3,1, 2,75 и 3 соответственно [1]); G – модуль сдвига (для γ -Fe, α -Fe и α -Cu составляет 81, 84 и 42,1 ГПа соответственно [1]); b – вектор Бюргерса; ρ – плотность дислокаций.

Экспериментально было показано, что в твердом растворе γ -Fe, α -Fe и α -Cu наблюдается высокая плотность дислокаций. При этом в различных типах зерен (γ -Fe, α -Fe и α -Cu) плотность дислокаций разная. Самая высокая плотность дислокаций наблюдалась для α -Cu. Согласно соотношению (5), наибольший прирост предела текучести за счет дислокационного упрочнения обеспечивается скоплениями дислокаций в зернах α -Cu (табл. 2).

Выше было отмечено, что дисперсные частицы NiAl в α -Fe и Cu в γ -Fe предположительно когерентны с матрицей и выделяются в зернах во время охлаждения композита (рис. 5). Дисперсионное упрочнение

Т а б л и ц а 2

Предел текучести, предел прочности и вклады отдельных механизмов упрочнения композита сталь – 25 % бронзы

Table 2. Yield strength, tensile strength and contributions of hardening mechanisms of steel – 25 % bronze composite

Композит сталь – 25 % бронзы	Экспериментальные значения		Расчетные значения						
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_v , МПа	$\Delta\sigma_{тв.р}$, МПа	$\Delta\sigma_3$, МПа	$\Delta\sigma_d$, МПа	$\Delta\sigma_{д.ч}$, МПа	$\Delta\sigma_T$, МПа	f	$\sigma_{T\text{расч.}}$, МПа
Аустенит	ХОУ: 870 ХОЗ: 818	ХОУ: 1218 ХОЗ: 1181	118,3	439,7	188,1	213,2	959,3	0,439	831,2
Феррит			233,9	448,0	171,4	119,4	972,7	0,320	
Бронза			72,3	90,3	246,2	0	408,7	0,242	

когерентными частицами описывается моделью Мотта-Набарро [23]:

$$\Delta\sigma_{д.ч} = 2fG\delta_L, \quad (6)$$

где G – модуль сдвига; f – объемная доля когерентных частиц; $\delta_L = \frac{2(a_{ч} - a_{м})}{a_{ч} + a_{м}}$ – параметр несоответствия кристаллической решетки матрицы и когерентных частиц; $a_{ч}$ – период решетки когерентной частицы (для расчета использовались табличные значения); $a_{м}$ – период решетки матрицы, полученный экспериментально из рентгенограммы (табл. 1).

В зернах α -Cu дисперсные частицы отсутствуют, поэтому прироста предела текучести за счет дисперсионного упрочнения не происходит. Из данных табл. 2 видно, что в γ -Fe наибольший прирост $\Delta\sigma_{д.ч}$ происходит частицами меди, по сравнению с частицами NiAl в α -Fe, что скорее всего обусловлено большей объемной долей частиц меди по сравнению с объемной долей частиц NiAl.

Таким образом, вклады различных механизмов упрочнения в предел текучести аустенита, феррита и бронзы составили 959,3, 972,7 и 408,7 МПа соответственно (табл. 2). С учетом значений предела текучести аустенита, феррита и бронзы ($\Delta\sigma_T$) и их объемной доли (f), согласно соотношению (2), получили расчетное значение предела текучести $\sigma_{T,расч.}$ композита сталь – 25 % бронзы, которое составило 831,2 МПа. Это расчетное значение очень близко к экспериментальным для образцов, вырезанных в продольном (870 МПа) и поперечном (818 МПа) сечениях относительно направления печати композита. Такие близкие значения

расчетной и экспериментальной величины предела текучести композита обусловлены наибольшими значениями $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_{д.ч}$ и $\Delta\sigma_d$ для γ -Fe и $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_{тв.р}$ и $\Delta\sigma_d$ для феррита и наименьшими значениями $\Delta\sigma_{тв.р}$ для γ -Fe и $\Delta\sigma_{д.ч}$ для аустенита. В целом (табл. 2) видно, что зерна бронзы не вносят значительного вклада в увеличение предела текучести композита, за исключением дислокационного упрочнения.

Выводы

Установлено, что композит на основе нержавеющей аустенитной стали 06X18H9T и 25 % (об.) алюминиевой бронзы БрАМц9-2 состоит из 43,9 % аустенита, 32,0 % феррита и 24,2 % бронзы. Преобладающими фазами в композите сталь – 25 % бронзы являются твердые растворы на основе аустенита и феррита, дисперсионно-упрочненные частицами меди и NiAl соответственно.

Предел прочности композита сталь – 25 % бронзы в среднем на 50 % выше по сравнению со значением предела прочности нержавеющей стали, полученной ЭЛАТ без добавления алюминиевой бронзы.

Проведена оценка вкладов отдельных механизмов упрочнения для аустенита, феррита и бронзы. Их значения в общем упрочнении композита сталь – 25 % бронзы различны. Основные значительные вклады в повышение предела текучести композита вносят зерна аустенита за счет зернограничного, дисперсионного и дислокационного упрочнений и зерна феррита за счет зернограничного, твердорастворного и дислокационного упрочнений. Показано, что зерна бронзы вносят вклад в повышение предела текучести композита только за счет дислокационного упрочнения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов / В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский, И.Д. Горная, А.Д. Васильев. Под ред В.И. Трефилова. Киев: Наук. Думка, 1987. 244 с.
2. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. Москва: Металлургия, 1979. 208 с.
3. Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Кравченко Д.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Механизмы упрочнения 12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей в зависимости от режима их термической обработки // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1246–1249. <https://doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1246-1249>
4. Кузнецов П.В., Панин В.Е., Гальченко Н.К. Механизм упрочнения низкоуглеродистых и низколегированных сталей с одновременным возрастанием пластичности и вязкости разрушения // Физическая мезомеханика. 2019. Т. 22. № 5. С. 19–27. <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2019-15003>
5. Аксёнова К.В., Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф., Косинов Д.А. Механизмы упрочнения сталей с бейнитной и мартенситной структурами при деформации сжатием // Известия вузов. Черная Металлургия. 2018. Т. 61. № 10. С. 787–793. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-10-787-793>
1. Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovskii E.P., Gornaya I.D., Vasil'ev A.D. *Deformation Hardening and Destruction of Polycrystalline Materials*. Kiev: Nauk. Dumka, 1987, 244 p. (In Russ.).
2. Gol'dshtein M.I., Farber V.M. *Dispersion Hardening of Steel*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p. (In Russ.).
3. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Kravchenko D.A., Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V. Strengthening mechanisms of 12 % Cr ferritic-martensitic steels depending on the heat treatment mode. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya Estestvennye i tekhnicheskie nauki*. 2016, vol. 21, no. 3, pp. 1246–1249. (In Russ.). <https://doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1246-1249>
4. Kuznetsov P.V., Panin V.E., Gal'chenko N.K. Hardening mechanism in low-carbon low-alloy steels with a simultaneous increase in ductility and fracture toughness. *Physical Mesomechanics*. 2020, vol. 23, no. 4, pp. 347–353. <https://doi.org/10.1134/S1029959920040098>
5. Aksenova K.V., Nikitina E.N., Ivanov Yu.F., Kosinov D.A. Hardening mechanisms of steels with bainite and martensite structures at compressive deformation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 10, pp. 787–793. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-10-787-793>

6. Morales E.V., Betancourt G., Fernandes J.R., Batista G.Z., Bott I.S. Hardening mechanisms in a high wall thickness sour service pipe steel API 5L X65 before and after post-welding heat treatments // *Materials Science and Engineering: A*. 2022. Vol. 851. Article 143612. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143612>
7. Zhang D., Zhang M., Lin R., Liu G., Li J., Feng Y. Strengthening and strain hardening mechanisms of a plain medium carbon steel by multiscale lamellar structures // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 827. Article 142091. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142091>
8. Dhua S.K., Ray A., Sarma D.S. Effect of tempering temperatures on the mechanical properties and microstructures of HSLA-100 type copper-bearing steels // *Materials Science and Engineering: A*. 2001. Vol. 318. No. 1-2. P. 197–210. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01259-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01259-X)
9. Jain D., Isheim D., Hunter A.H., Seidman D.N. Multicomponent high-strength low-alloy steel precipitation-strengthened by subnanometric Cu precipitates and M₂C carbides // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2016. Vol. 47. No. 8. P. 3860–3872. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3569-5>
10. Fine M.E., Vaynman S., Isheim D., Chung Y.-W., Bhat S.P., Hahin C.H. A new paradigm for designing high-fracture-energy steels // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010. Vol. 41. P. 3318–3325. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0485-y>
11. Sun H., Li D., Diao Y., He Y., Yan L., Pang X., Gao K. Nanoscale Cu particle evolution and its impact on the mechanical properties and strengthening mechanism in precipitation-hardening stainless steel // *Materials Characterization*. 2022. Vol. 188. Article 111885. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111885>
12. Dong H., Li Z.C., Somani M.C., Misra R.D.K. The significance of phase reversion-induced nanogained/ultrafine-grained (NG/UFG) structure on the strain hardening behavior and deformation mechanism in copper-bearing antimicrobial austenitic stainless steel // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2021. Vol. 119. Article 104489. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2021.104489>
13. Kong H.J., Xu C., Bu C.C., Da C., Luan J.H., Jiao Z.B., Chen G., Liu C.T. Hardening mechanisms and impact toughening of a high-strength steel containing low Ni and Cu additions // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 172. P. 150–160. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.04.041>
14. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. Москва: Металлургия, 1986. 312 с.
15. Дислокационный ансамбль: скалярная плотность дислокаций и ее компоненты / Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, Н.А. Попова, Н.А. Конева, В.Е. Громов, К.В. Аксенова. Новокузнецк: Изд. Центр СибГИУ, 2019. 71 с.
16. Зыкова А.П., Панфилов А.О., Чумаевский А.В., Воронцов А.В., Никонов С.Ю., Москвичев Е.Н., Гурьянов Д.А., Савченко Н.Л., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А. Особенности формирования микроструктуры и механических свойств алюминиевой бронзы при различном тепловложении во время электронно-лучевой аддитивной печати // *Известия вузов. Физика*. 2022. Т. 65. №. 5. С. 45–51. <https://doi.org/10.17223/00213411/65/5/45>
17. Perevalova O.B., Konovalova E.V., Koneva N.A. Effect of aluminum concentration on the lattice parameters and mean-square displacements of atoms in Cu–Al and Ti–6Al–4V alloys // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2019. Vol. 83. No. 6. P. 693–696. <https://doi.org/10.3103/S1062873819060236>
18. Jahanafrooz A., Hasan F., Lorimer G.W., Ridley N. Microstructural development in complex nickel-aluminum bronzes // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1983. Vol. 14. P. 1951–1956. <https://doi.org/10.1007/BF02662362>
6. Morales E.V., Betancourt G., Fernandes J.R., Batista G.Z., Bott I.S. Hardening mechanisms in a high wall thickness sour service pipe steel API 5L X65 before and after post-welding heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*. 2022. vol. 851, article 143612. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143612>
7. Zhang D., Zhang M., Lin R., Liu G., Li J., Feng Y. Strengthening and strain hardening mechanisms of a plain medium carbon steel by multiscale lamellar structures. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, vol. 827, article 142091. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142091>
8. Dhua S.K., Ray A., Sarma D.S. Effect of tempering temperatures on the mechanical properties and microstructures of HSLA-100 type copper-bearing steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2001, vol. 318, no. 1-2, pp. 197–210. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01259-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01259-X)
9. Jain D., Isheim D., Hunter A.H., Seidman D.N. Multicomponent high-strength low-alloy steel precipitation-strengthened by subnanometric Cu precipitates and M₂C carbides. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2016, vol. 47, no. 8, pp. 3860–3872. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3569-5>
10. Fine M.E., Vaynman S., Isheim D., Chung Y.-W., Bhat S.P., Hahin C.H. A new paradigm for designing high-fracture-energy steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010, vol. 41, pp. 3318–3325. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0485-y>
11. Sun H., Li D., Diao Y., He Y., Yan L., Pang X., Gao K. Nanoscale Cu particle evolution and its impact on the mechanical properties and strengthening mechanism in precipitation-hardening stainless steel. *Materials Characterization*. 2022, vol. 188, article 111885. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111885>
12. Dong H., Li Z.C., Somani M.C., Misra R.D.K. The significance of phase reversion-induced nanogained/ultrafine-grained (NG/UFG) structure on the strain hardening behavior and deformation mechanism in copper-bearing antimicrobial austenitic stainless steel. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2021, vol. 119, article 104489. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2021.104489>
13. Kong H.J., Xu C., Bu C.C., Da C., Luan J.H., Jiao Z.B., Chen G., Liu C.T. Hardening mechanisms and impact toughening of a high-strength steel containing low Ni and Cu additions. *Acta Materialia*. 2019, vol. 172, pp. 150–160. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.04.041>
14. Gol'dshtein M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. *Metallophysics of High-Strength Alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1986, 312 p. (In Russ.).
15. Trishkina L.I., Cherkasova T.V., Popova N.A., Koneva N.A., Gromov V.E., Aksenova K.V. *Dislocation Ensemble: Scalar Dislocation Density and Its Components*. Novokuznetsk: SibSIU, 2019, 71 p. (In Russ.).
16. Zykova A.P., Panfilov A.O., Chumaevskii A.V., Vorontsov A.V., Nikonov S.Yu., Moskvichev E.N., Gur'yanov D.A., Savchenko N.L., Tarasov S.Yu., Kolubaev E.A. Formation of microstructures and mechanical characteristics in electron beam additive manufacturing of an aluminum bronze with in-situ adjusting the heat input. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2022, vol. 65, no. 5, pp. 45–51. (In Russ.). <https://doi.org/10.17223/00213411/65/5/45>
17. Perevalova O.B., Konovalova E.V., Koneva N.A. Effect of aluminum concentration on the lattice parameters and mean-square displacements of atoms in Cu–Al and Ti–6Al–4V alloys. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2019, vol. 83, no. 6, pp. 693–696. <https://doi.org/10.3103/S1062873819060236>
18. Jahanafrooz A., Hasan F., Lorimer G.W., Ridley N. Microstructural development in complex nickel-aluminum bronzes. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1983, vol. 14, pp. 1951–1956. <https://doi.org/10.1007/BF02662362>

19. Dharmendra C., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Janaki Ram G.D., Mohammadi M. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing // *Additive Manufacturing*. 2019. Vol. 30. Article 100872.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100872>
20. Bolling G.F., Fainstein D. On vacancy condensation and the origin of dislocations in growth from the melt // *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*. 1972. Vol. 25. No. 1. P. 45–66.
<https://doi.org/10.1080/14786437208229214>
21. Zhilyaev A.P., Shakhova I., Morozova A., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain refinement kinetics and strengthening mechanisms in Cu-0.3Cr-0.5Zr alloy subjected to intense plastic deformation // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 654. P. 131–142.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.038>
22. Vorontsov A., Astafurov S., Melnikov E., Moskvina V., Kolubaev E., Astafurova E. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 820. Article 141519.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141519>
23. Koneva N.A., Kozlov E.V. Regularities of substructural hardening // *Soviet Physics Journal*. 1991. Vol. 34. P. 224–236.
<https://doi.org/10.1007/BF00894926>
19. Dharmendra C., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Janaki Ram G.D., Mohammadi M. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2019, vol. 30, article 100872.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100872>
20. Bolling G.F., Fainstein D. On vacancy condensation and the origin of dislocations in growth from the melt. *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*. 1972, vol. 25, no. 1, pp. 45–66.
<https://doi.org/10.1080/14786437208229214>
21. Zhilyaev A.P., Shakhova I., Morozova A., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain refinement kinetics and strengthening mechanisms in Cu-0.3Cr-0.5Zr alloy subjected to intense plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 654, pp. 131–142.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.038>
22. Vorontsov A., Astafurov S., Melnikov E., Moskvina V., Kolubaev E., Astafurova E. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, vol. 820, article 141519.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141519>
23. Koneva N.A., Kozlov E.V. Regularities of substructural hardening. *Soviet Physics Journal*. 1991, vol. 34, pp. 224–236.
<https://doi.org/10.1007/BF00894926>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Анна Петровна Зыкова, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, заведующий лабораторией структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0001-8779-3784

E-mail: zykovaap@mail.ru

Александр Олегович Панфилов, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0001-8648-0743

E-mail: alexpl@ispms.ru

Андрей Владимирович Воронцов, к.т.н., научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0002-4334-7616

E-mail: vav@ispms.ru

Евгений Александрович Колубаев, д.т.н., заведующий лабораторией локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0001-7288-3656

E-mail: eak@ispms.tsc.ru

Сергей Юльевич Тарасов, д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории физики упрочнения поверхности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0003-0702-7639

E-mail: tsy@ispms.ru

Anna P. Zykova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher, Head of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8779-3784

E-mail: zykovaap@mail.ru

Aleksandr O. Panfilov, Postgraduate, Junior Researcher of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8648-0743

E-mail: alexpl@ispms.ru

Andrei V. Vorontsov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4334-7616

E-mail: vav@ispms.ru

Evgenii A. Kolubaev, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-7288-3656

E-mail: eak@ispms.tsc.ru

Sergei Yu. Tarasov, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher of the Laboratory of Physics of Surface Hardening, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0702-7639

E-mail: tsy@ispms.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

А. П. Зыкова – формирование основной концепции статьи; подбор иллюстраций; расшифровка и анализ данных методом просвечивающей электронной микроскопии; расчет вкладов отдельных механизмов упрочнения.

A. P. Zykova – formation of the main concept of the article, preparation of illustrations, interpretation and analysis of data by transmission electron microscopy, calculation of the contributions of individual hardening mechanisms.

А. О. Панфилов – выполнение исследований микроструктуры методом оптической микроскопии; обработка и анализ результатов микроструктурных исследований; проведение механических испытаний на растяжение.

А. В. Воронцов – анализ данных рентгеноструктурного анализа; расчет вкладов отдельных механизмов упрочнения.

Е. А. Колубаев – научное руководство, подготовка и доработка текста, формулирование выводов.

С. Ю. Тарасов – анализ экспериментальных данных, доработка текста, формулирование выводов, редактирование финальной версии статьи.

A. O. Panfilov – investigations of microstructure by optical microscopy, analysis of the results of microstructural studies, conducting mechanical tensile tests.

A. V. Vorontsov – analysis of X-ray data, calculation of contributions of individual hardening mechanisms.

E. A. Kolubaev – scientific supervision, text revision, formation of the conclusions.

S. Yu. Tarasov – analysis of experimental data, finalizing the text, writing conclusions, editing the article final version.

Поступила в редакцию 20.06.2022
После доработки 20.08.2022
Принята к публикации 05.09.2022

Received 20.06.2022
Revised 20.08.2022
Accepted 05.09.2022



Оригинальная статья

УДК 669.1

DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-717-723

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2415>

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ДЕГАЗАЦИИ МЕТАЛЛА В ВАКУУМ-КАМЕРЕ ЦИРКУЛЯЦИОННОГО ВАКУУМАТОРА В УСЛОВИЯХ АО «ЕВРАЗ НТМК»

А. А. Метелкин¹, О. Ю. Шешуков^{2,3}, А. С. Ткачев⁴,
И. В. Ковязин⁴, А. В. Чиглинцев⁴, О. И. Шевченко¹

¹ Нижнетагильский технологический институт (филиал) Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 622031, Свердловская обл., Нижний Тагил, ул. Красногвардейская, 59)

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

³ Институт металлургии Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

⁴ АО «ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат» (Россия, 622025, Свердловская обл., Нижний Тагил, ул. Metallургов, 1)

Аннотация. Для выплавки высококачественного металла транспортного назначения необходимо сократить содержание в нем вредных примесей, в том числе и растворенных газов. Содержание водорода в готовой продукции не должно превышать 2 ppm. Для получения низкого остаточного содержания водорода в стали в конвертерном цехе АО «ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат» (ЕВРАЗ НТМК) транспортный металл обрабатывают на установках циркуляционного вакуумирования. Циркуляционный вакууматор находится на последней стадии обработки стали перед разливкой на машинах непрерывного литья заготовок, поэтому важно изучать и совершенствовать технологические процессы в нем. Для изучения физико-химических процессов, протекающих в рассматриваемом металлургическом агрегате, была создана гидродинамическая модель системы циркуляционный вакууматор – сталеразливочный ковш. На основании теоретических расчетов и проведенных опытов на физической модели были определены основные зависимости между конструктивными и технологическими параметрами металлургического агрегата. Полученное уравнение позволяет определить скорость циркуляции металла в вакуум-камере в зависимости от расхода газа, подаваемого во впускной патрубок, и внутреннего диаметра впускного патрубка на установках циркуляционного вакуумирования, предназначенных для обработки металла в сталеразливочных ковшах емкостью 140 – 180 т. Теоретические расчеты подтверждены на практических плавках в сталеплавильном агрегате. Показано, что при износе футеровки впускного патрубка вакуум-камеры для получения стабильного остаточного содержания водорода необходимо вносить изменения в технологический процесс вакуумирования. Дополнительно, на основании теоретических расчетов определены рациональные технологические параметры обработки стали на установке циркуляционного вакуумирования.

Ключевые слова: удаление водорода, циркуляционный вакууматор, внепечная обработка стали, дегазация, рациональные параметры

Для цитирования: Метелкин А.А., Шешуков О.Ю., Ткачев А.С., Ковязин И.В., Чиглинцев А.В., Шевченко О.И. Анализ процесса дегазации металла в вакуум-камере циркуляционного вакууматора в условиях АО «ЕВРАЗ НТМК» // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 10. С. 717–723. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-717-723>

Original article

METAL DEGASSING IN VACUUM-CHAMBER OF CIRCULATING VACUUM DEGASSER OF JSC EVRAZ NTMK

A. A. Metelkin¹, O. Yu. Sheshukov^{2,3}, A. S. Tkachev⁴,
I. V. Kovyazin⁴, A. V. Chiglintsev⁴, O. I. Shevchenko¹

¹ Nizhny Tagil Technological Institute (Branch) Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (59 Krasnogvardeyskaya Str., Nizhny Tagil, Sverdlovsk Region 622031, Russian Federation)

² Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russian Federation)

³ Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

⁴ JSC “EVRAZ Nizhny Tagil Metallurgical Plant” (1 Metallurgov Str., Nizhny Tagil, Sverdlovsk Region 622025, Russian Federation)

Abstract. For smelting of high-quality metal for transport purposes, it is necessary to limit the content of harmful impurities in it, including dissolved gases. For example, hydrogen content in the finished product should not exceed more than 2 ppm. In order to obtain low residual hydrogen content in steel in the converter shop of JSC EVRAZ NTMK, the transport metal is processed at circulating vacuuming plants. Circulating vacuum degasser is the last stage of steel processing before casting on continuous casting machine, so it is important to study and improve the technological processes in it. To investigate the physico-chemical processes occurring in this metallurgical unit, a hydrodynamic model of the system circulating vacuum degasser – steel ladle was created. Based on theoretical calculations and experiments conducted on a physical model, the main dependencies between the structural and technological parameters of the metallurgical unit were determined. The resulting equation makes it possible to determine the rate of metal circulation in vacuum chamber depending on gas flow rate supplied to inlet snorkel and its inner diameter at circulating vacuuming plants designed for metal processing in steel ladles with a capacity of 140 – 180 tons. Theoretical calculations were confirmed by practical smelting in a steelmaking unit. It is shown that during the wear of lining of the inlet snorkel vacuum chamber, in order to obtain stable residual hydrogen content, it is necessary to make changes in the technological process of vacuuming. Additionally, rational technological parameters of steel processing at the circulating vacuuming plant were determined on the basis of theoretical calculations.

Keywords: hydrogen removal, circulating vacuum degasser, out-of-furnace steel treatment, degassing, rational parameters

For citation: Metelkin A.A., Sheshukov O.Yu., Tkachev A.S., Kovyazin I.V., Chiglintsev A.V., Shevchenko O.I. Metal degassing in vacuum-chamber of circulating vacuum degasser of JSC EVRAZ NTMK. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 10, pp. 717–723. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-717-723>

ВВЕДЕНИЕ

Повышение качества выпускаемой продукции – одна из основных целей современных металлургических заводов. Предприятием с полным металлургическим циклом является АО «ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат» (ЕВРАЗ НТМК), в марочник выпускаемой продукции которого входит более тысячи различных сталей.

Одним из направлений выпускаемой продукции являются изделия для железнодорожного транспорта (различные типы рельсов, колеса, бандажи и т.д.). К продукции транспортного назначения предъявляют высокие требования по содержанию вредных примесей. Одним из требований является ограничение по содержанию растворенных газов (водорода). Этот элемент существенно снижает эксплуатационные свойства изделий [1–4]. Для сталей ответственного назначения важно ограничить его содержание менее 2 ppm [1, 5–10].

Для достижения низкого содержания водорода на участке внепечной обработки стали в конвертерном цехе ЕВРАЗ НТМК металл подвергают вакуумированию в вакуум-камере циркуляционного вакууматора. Рассматриваемый металлургический агрегат находится на последней стадии подготовки металла к разливке, поэтому важно стремиться к изучению и совершенствованию процессов дегазации.

ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКАЯ ЧАСТЬ

Нижняя часть вакуум-камеры имеет два патрубка (всасывающий и сливной). Перед вакуумированием оба патрубка погружаются в металл, находящийся в сталеразливочном ковше. В вакуум-камере создается разрежение и металл начинает подниматься в патрубки, дополнительно в один из патрубков (впускной) подается нейтральный газ, пузыри которого разрыхляя жидкую сталь, снижают ее плотность, что приводит к всасыванию дополнительного количества расплава в металлур-

гический агрегат. В вакуум-камере металл становится плотнее и вытекает через сливной патрубок [1]. Процесс вакуумирования стали представлен на рис. 1.

Конечное содержание водорода можно определить по следующей формуле [11]:

$$[H]_t = ([H]_0 - [H]_p) \cdot 10^{-0,227n} + [H]_p, \quad (1)$$

где $[H]_t$ – конечное содержание водорода после обработки; $[H]_p = 0,64$ ppm – равновесное содержание водорода при $P = 0,07$ кПа (остаточное давление в вакуум-камере); $[H]_0$ – начальное содержание водорода до обработки; $n = \frac{Gt}{M}$ – кратность циркуляции; G – количество металла, поступающего в вакуум-камеру (скорость циркуляции), т/мин; t – время обработки, мин; M – масса металла в сталеразливочном ковше, т.

Основным показателем для дегазации стали является величина n , то есть чем больше этот параметр, тем ниже остаточное содержание водорода в металле.

Существует несколько путей удаления растворенных в металле газов [12–14], в циркуляционном вакууматоре реализуются пути: 1 – с поверхности металла в вакуум-камере; 2 – через поверхность контакта пузырей нейтрального газа и расплава (рис. 1).

В работе [15] было показано, что основным механизмом дегазации является поверхность контакта пузырей нейтрального газа и металла. При изучении процесса дегазации необходимо не только учитывать формулу (1), но и определить рациональные технологические параметры циркуляционного вакууматора с учетом данных из работы [15] для условий конвертерного цеха АО «ЕВРАЗ НТМК».

Известно, что существует взаимосвязь между количеством Q подаваемого нейтрального газа во впускной патрубок вакуум-камеры, скоростью G циркуляции металла, внутренним диаметром D_U впускного патрубка и площадью поверхности контакта $S_{\text{пуз}}$ пузырей нейтрального газа и металла. Для анализа процесса вакуумирования стали необходимо выявить взаимосвязи

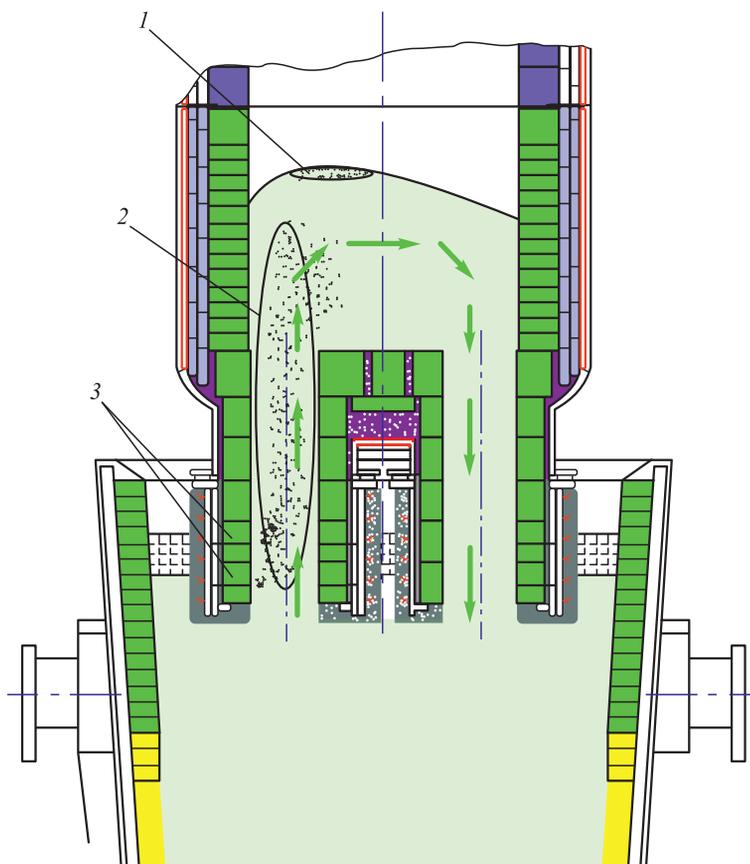


Рис. 1. Процесс вакуумирования стали на циркуляционном вакууматоре и пути удаления водорода в вакуум-камере:
1 – удаление водорода, механизм 1; 2 – удаление водорода, механизм 2; 3 – подача аргона

Fig. 1. Steel vacuuming on circulating vacuum degasser and the ways of hydrogen removal in vacuum-chamber:
1 – hydrogen removal, mechanism 1; 2 – hydrogen removal, mechanism 2; 3 – argon supply

между всеми представленными параметрами и проверить полученные результаты на практике в условиях ЕВРАЗ НТМК.

В работах [16 – 20] представлена зависимость между расходом газа Q , скоростью циркуляции металла G и внутренним диаметром впускного патрубка D_U . Однако расчеты показывают расхождения в результатах в несколько раз. Возможно, это связано с тем, что уравнения [16 – 20] применимы конкретно к тем металлургическим агрегатам и предприятиям, для которых проводили необходимые исследования.

Для определения взаимосвязи между технологическими параметрами циркуляционного вакууматора на базе Нижнетагильского технологического института (филиал) Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина была создана гидродинамическая модель системы циркуляционный вакууматор – сталеразливочный ковш (рис. 2).

Созданная система включает в себя модели сталеразливочного ковша и циркуляционного вакууматора, системы подъемных механизмов и откачки воздуха. Модели циркуляционного вакууматора и сталеразливочного ковша выполнены из оргстекла для наглядно-

сти передвижения жидкости внутри системы. К модели вакууматора во впускной патрубке подведен шланг для подачи воздуха или другого газа из баллона, на баллоне установлен редуктор подачи и ротаметр, благодаря которому можно регулировать количество подаваемого газа в патрубок.

Установили следующие параметры соответствия:

- в зависимости от диаметров патрубков;
- в зависимости от плотности моделирующей жидкости.

Было проведено три опыта с различными диаметрами (50, 40, 30 мм) впускного патрубка, в каждом из опытов варьировали расход газа, подаваемого во впускной патрубок, дополнительно в каждом эксперименте проводили замеры скорости движения расплава. В качестве моделирующей движение расплава жидкости использовали воду с добавлением алюминиевой пудры. Алюминиевая пудра находилась во взвеси в воде и по ее металлическому блеску определяли расстояние перемещения частичек алюминия за определенный момент времени.

На основании проведенных опытов по моделированию движения жидкости в вакуум-камере были определены взаимозависимости между технологическими

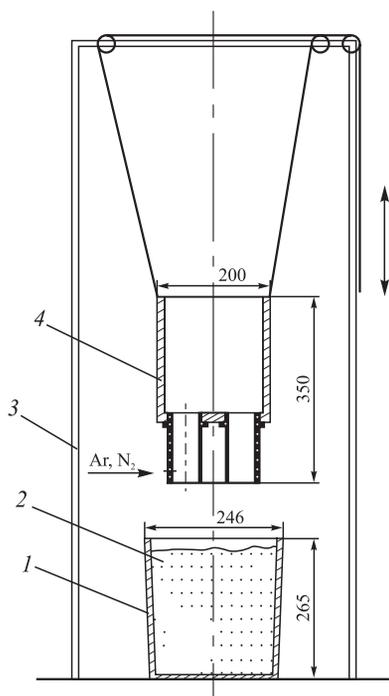


Рис. 2. Гидродинамическая модель системы металлургических агрегатов вакуум-камера – сталеразливочный ковш:

1 – модель сталеразливочного ковша; 2 – расплав, имитирующий жидкую сталь; 3 – система блочных элементов для подъема и опускания вакууматора; 4 – модель циркуляционного вакууматора

Fig. 2. Hydrodynamic model of the system of metallurgical aggregates vacuum chamber – steel ladle:

1 – model of steel ladle; 2 – melt, simulating liquid steel; 3 – system of block elements for lifting and lowering the degasser; 4 – model of circulating vacuum degasser

параметрами циркуляционного вакууматора, предназначенного для обработки металла в сталеразливочных ковшах емкостью 140 – 180 т. Выявлено, что скорость зависимости описывается уравнением

$$G = \frac{0,0209Q + 28,944}{0,6686D_U^{-0,8678}}, \text{ т/мин.} \quad (2)$$

Уравнение (2) позволяет определить скорость циркуляции металла G в вакуум-камере в зависимости от расхода газа Q , подаваемого во впускной патрубок, и диаметра впускного патрубка D_U . Формула (2) в диапазоне значений Q от 800 до 3000 л/мин и D_U от 0,40 до 0,75 м дает погрешность не более 20 %.

Дополнительно необходимо учесть, что в процессе эксплуатации вакуум-камеры футеровка патрубков разрушается, что приводит к увеличению внутреннего диаметра впускного патрубка и, соответственно, изменению технологических параметров обработки стали. Внутренний диаметр впускного патрубка будет зависеть от количества обработанных плавков в вакуум-камере (стойкости футеровки).

Технологические параметры обработки стали в циркуляционном вакууматоре, находящемся в конвертер-

ном цехе ЕВРАЗ НТМК, имеют следующие значения: расход аргона 800 – 1000 л/мин; начальный внутренний диаметр впускного патрубка вакуум-камеры 0,42 м.

Были определены основные технологические параметры обработки стали при различном износе футеровки патрубка, которые соответствуют количеству обработанных плавков на металлургическом агрегате. В конце эксплуатации вакуум-камеры минимальная толщина футеровки впускного патрубка составляет 30 мм, при этом количество обработанных плавков или стойкость футеровки достигает более 100 плавков. Расчетные технологические параметры циркуляционного вакууматора представлены в табл. 1 (N – количество обработанных плавков; V_1 – скорость движения металла во впускном патрубке).

При увеличении внутреннего диаметра впускного патрубка (например, при сильном износе футеровки) и постоянном расходе нейтрального газа, подаваемого во впускной патрубок, будет изменяться количество пузырей газа, находящихся в газометаллической взвеси впускного патрубка, соответственно, увеличится площадь взаимодействия расплава с поверхностью нейтрального газа. Дополнительно, при увеличении величины $S_{\text{пуз}}$ скорость удаления водорода повысится, что приведет при одинаковом времени обработки металла к понижению содержания газа в металле.

Для проверки этого предположения были проанализированы плавки с пяти вакуум-камер. Выбранные плавки были отсортированы по состоянию впускного патрубка вакуум-камеры и времени обработки стали на установке циркуляционного вакуумирования. Также на этих плавках было проведено сравнение содержа-

Таблица 1

Расчетные значения параметров G , $S_{\text{пуз}}$ при $Q = 800$ л/мин

Table 1. Calculated values of the parameters G , $S_{\text{пуз}}$ at $Q = 800$ l/min

D_U , м	N , шт.	G , т/мин	V_1 , м/с	$S_{\text{пуз}}$, м ²
0,42	0	32,17	0,55	22,77
0,45	9	34,16	0,51	23,81
0,48	18	36,12	0,48	24,79
0,51	27	38,07	0,44	25,71
0,54	36	40,01	0,42	26,59
0,57	45	41,93	0,39	27,42
0,60	54	43,84	0,37	28,21
0,63	63	45,74	0,35	28,95
0,66	72	47,62	0,33	29,66
0,69	81	49,49	0,32	30,34
0,74	96	52,59	0,29	31,39
0,75	99	53,21	0,29	31,59

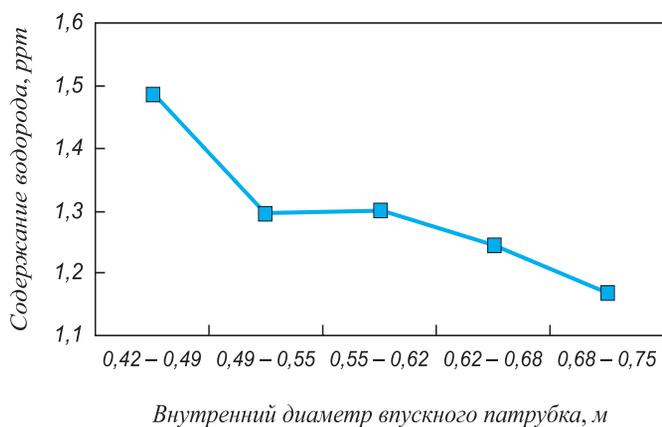


Рис. 3. Зависимость содержания водорода в металле от внутреннего диаметра впускного патрубка (время обработки расплава в вакуум-камере 17 – 18 мин)

Fig. 3. Dependence of hydrogen content in the metal on inner diameter of the inlet snorkel (melt treatment time in a vacuum chamber 17 – 18 min)

ния водорода в металле по окончании обработки стали на вакууматоре с данными из промежуточного ковша машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Отобранный массив данных составлял 219 плавков, время обработки расплава вакуумом составляло 17 – 18 мин. Полученные результаты представлены на рис. 3.

При увеличении внутреннего диаметра впускного патрубка остаточное содержание водорода в металле уменьшается, что соответствует выдвигаемому предположению об увеличении поверхности контакта пузырьков газа с расплавом.

В процессе эксплуатации вакуум-камеры необходимо учитывать износ огнеупорных изделий впускного патрубка, с увеличением количества обработанных плавков в циркуляционном вакууматоре необходимо вводить изменения в технологические параметры обработки металла.

На основании проведенного анализа были определены рациональные технологические параметры циркуляционного вакууматора, при изменении которых такие величины, как скорость циркуляции металла (G) и площадь взаимодействия расплава с поверхностью

Расчетные значения параметров $S_{\text{пуз}}$, Q , D_U и G

Table 2. Calculated values of the parameters $S_{\text{пуз}}$, Q , D_U and G

Q , л/мин	D_U , м	G , т/мин	V_1 , м/с	$S_{\text{пуз}}$, м ²
750	0,64	45,31	0,34	27,66
800	0,62	45,11	0,36	28,71
850	0,6	44,84	0,38	29,64
900	0,58	44,52	0,40	30,47
950	0,56	44,13	0,43	31,17
1000	0,54	43,67	0,45	31,76
1050	0,52	43,15	0,48	32,22
1100	0,5	42,56	0,52	32,56
1150	0,48	41,91	0,55	32,78
1200	0,46	41,19	0,59	32,87
1250	0,44	40,40	0,63	32,83
1300	0,42	39,53	0,68	32,66

нейтрального газа ($S_{\text{пуз}}$) изменятся незначительно. Полученные данные представлены в табл. 2.

Варьируя объем подачи нейтрального газа во впускной патрубок циркуляционного вакууматора, возможно достичь постоянной скорости циркуляции металла, при этом параметр $S_{\text{пуз}}$ изменяется незначительно, что позволит более точно прогнозировать остаточное содержание водорода в металле.

Выводы

Во время эксплуатации вакуум-камеры футеровка впускного патрубка разрушается, что приводит к изменению технологических параметров обработки в ней стали. Разработаны рациональные технологические параметры обработки стали на установке циркуляционного вакуумирования, позволяющие точно прогнозировать остаточное содержание водорода в металле.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Бигеев А.М., Бигеев В.А. *Металлургия стали. Теория и технология плавки стали*. Магнитогорск: МГТУ, 2000. 544 с.
2. Шаповалов В.И., Трофименко В.В. *Флокены и контроль водорода в стали*. Москва: Metallurgiya, 1987. 160 с.
3. Ardelean E., Hepuț T., Vătășescu M., Crișan E. Researches regarding the influence of vacuum parameters on the efficiency of gas removal from the liquid steel // *Solid State Phenomena*. 2016. Vol. 254. P. 218–223. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.254.218>
4. Socalici A., Popa E., Hepuț T., Drăgoi F. Researches regarding the improvement of the steel quality // *Solid State Phenomena*. 2014. Vol. 216. P. 273–278. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.216.273>

1. Bigeev A.M., Bigeev V.A. *Metallurgy of Steel. Theory and Technology of Steel Melting*. Magnitogorsk: MSTU, 2000, 544 p. (In Russ.).
2. Shapovalov V.I., Trofimenko V.V. *Flocks and Hydrogen Control in Steel*. Moscow: Metallurgiya, 1987, 160 p. (In Russ.).
3. Ardelean E., Hepuț T., Vătășescu M., Crișan E. Researches regarding the influence of vacuum parameters on the efficiency of gas removal from the liquid steel. *Solid State Phenomena*. 2016, vol. 254, pp. 218–223. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.254.218>
4. Socalici A., Popa E., Hepuț T., Drăgoi F. Researches regarding the improvement of the steel quality. *Solid State Phenomena*. 2014, vol. 216, pp. 273–278. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.216.273>

5. Yu S., Miettinen J., Louhenkilpi S. Numerical study on the removal of hydrogen and nitrogen from the melt of medium carbon steel in vacuum tank degasser // *Materials Science Forum*. 2013. Vol. 762. P. 253–260. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.762.253>
6. Stenholm K., Andersson M., Tilliander A., Jönsson P.G. Removal of hydrogen, nitrogen and sulphur from tool steel during vacuum degassing // *Ironmaking & Steelmaking*. 2013. Vol. 40. No. 3. P. 199–205. <https://doi.org/10.1179/1743281212Y.0000000029>
7. Fábíán E.R., Dévényi L. Hydrogen in the plastic deformed steel // *Materials Science Forum*. 2007. Vol. 537-538. P. 33–40. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.537-538.33>
8. Barannikova S.A., Lunev A.G., Nadezhkin M.V., Zuev L.B. Effect of hydrogen on plastic strain localization of construction steels // *Advanced Materials Research*. 2014. Vol. 880. P. 42–47. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.880.42>
9. Морозов А.Н. Водород и азот в стали. Москва: Металлургия, 1968. 283 с.
10. Ефимов С.В. Технологические аспекты удаления водорода с использованием установки ковшевого вакуумирования стали. В кн.: Конвертерное производство стали. Сб. науч. тр. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. С. 203–207.
11. Гизатулин Р.А., Дмитриенко В.И. Внепечные и ковшевые процессы обработки стали. Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2006. 181 с.
12. Кнюппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. Основы и технология ковшовой металлургии. Москва: Металлургия, 1984. 414 с.
13. Кнюппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. Термодинамические и кинетические закономерности. Москва: Металлургия, 1973. 312 с.
14. Метелкин А.А., Шешуков О.Ю., Некрасов И.В., Шевченко О.И., Корогодский А.Ю. К вопросу удаления водорода из металла в вакууматоре циркуляционного типа // Теория и технология металлургического производства. 2016. № 1. С. 29–33.
15. Плешивцев К.Н., Шешуков О.Ю., Метелкин А.А., Шевченко О.И. Изучение процесса удаления водорода в циркуляционном вакууматоре в условиях КЦ-2 ПАО «НЛМК» // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 8. С. 543–549. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-543-549>
16. Park Y.-G., Doo W.-C., Yi K.-W., An S.-B. Numerical calculation of circulation flow rate in the degassing Rheinstahl-Heraeus process // *ISIJ International*. 2000. Vol. 40. No. 8. P. 749–755. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.749>
17. Kitamura T., Miyamoto K., Ryouji T., Tsujino R., Mizoguchi S., Kato K. Mathematical model for nitrogen desorption and decarburization reaction in vacuum degasser // *ISIJ International*. 1996. Vol. 36. No. 4. P. 395–401. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.395>
18. Yi K.-W., Ahn S.-B. The effect of operating parameters and dimensions of the RH system on melt circulation using numerical calculations // *ISIJ International*. 2001. Vol. 41. No. 5. P. 403–409. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.403>
19. Kuwabara T., Umezawa K., Mori K., Watanabe H. Investigation of decarburization behaviour in RH-reactor and its operation improvement // *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1988. Vol. 28. No. 4. P. 305–314. <https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.28.305>
20. Ono K., Yanagida M., Katoh T., Miwa M., Okamoto T. The circulation rate of RH-degassing process by water model experiment // *Denki Seiko*. 1981. Vol. 56. No. 7. P. 149–157.
5. Yu S., Miettinen J., Louhenkilpi S. Numerical study on the removal of hydrogen and nitrogen from the melt of medium carbon steel in vacuum tank degasser. *Materials Science Forum*. 2013, vol. 762, pp. 253–260. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.762.253>
6. Stenholm K., Andersson M., Tilliander A., Jönsson P.G. Removal of hydrogen, nitrogen and sulphur from tool steel during vacuum degassing. *Ironmaking & Steelmaking*. 2013, vol. 40, no. 3, pp. 199–205. <https://doi.org/10.1179/1743281212Y.0000000029>
7. Fábíán E.R., Dévényi L. Hydrogen in the plastic deformed steel. *Materials Science Forum*. 2007, vol. 537-538, pp. 33–40. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.537-538.33>
8. Barannikova S.A., Lunev A.G., Nadezhkin M.V., Zuev L.B. Effect of hydrogen on plastic strain localization of construction steels. *Advanced Materials Research*. 2014, vol. 880, pp. 42–47. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.880.42>
9. Morozov A.N. *Hydrogen and Nitrogen in Steel*. Moscow: Metallurgiya, 1968, 283 p. (In Russ.).
10. Efimov S.V. Technological aspects of hydrogen removal using ladle vacuuming unit. In: *Converter Steel Production. Coll. of Sci. Papers*. Yekaterinburg: UB RAS, 2003, pp. 203–207. (In Russ.).
11. Gizatulin R.A., Dmitrienko V.I. *Out-of-Furnace and Ladle Processing of Steel*. Novokuznetsk: SibSIU, 2006, 181 p. (In Russ.).
12. Knyuppel' G. *Deoxidation and Vacuum Treatment of Steel. Fundamentals and Technology of Ladle Metallurgy*. Moscow: Metallurgiya, 1984, 414 p. (In Russ.).
13. Knyuppel' G. *Deoxidation and Vacuum Treatment of Steel. Thermodynamic and Kinetic Laws*. Moscow: Metallurgiya, 1973, 312 p. (In Russ.).
14. Metelkin A.A., Sheshukov O.Yu., Nekrasov I.V., Shevchenko O.I., Korogodskii A.Yu. On hydrogen removal from metal in circulating vacuum degasser. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2016, no. 1, pp. 29–33. (In Russ.).
15. Pleshivtsev K.N., Sheshukov O.Yu., Metelkin A.A., Shevchenko O.I. Study Hydrogen removal in circulating vacuum degasser under conditions of PJSC “NLMK”. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 8, pp. 543–549. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-543-549>
16. Park Y.-G., Doo W.-C., Yi K.-W., An S.-B. Numerical calculation of circulation flow rate in the degassing Rheinstahl-Heraeus process. *ISIJ International*. 2000, vol. 40, no. 8, pp. 749–755. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.749>
17. Kitamura T., Miyamoto K., Ryouji T., Tsujino R., Mizoguchi S., Kato K. Mathematical model for nitrogen desorption and decarburization reaction in vacuum degasser. *ISIJ International*. 1996, vol. 36, no. 4, pp. 395–401. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.395>
18. Yi K.-W., Ahn S.-B. The effect of operating parameters and dimensions of the RH system on melt circulation using numerical calculations. *ISIJ International*. 2001, vol. 41, no. 5, pp. 403–409. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.403>
19. Kuwabara T., Umezawa K., Mori K., Watanabe H. Investigation of decarburization behaviour in RH-reactor and its operation improvement. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1988, vol. 28, no. 4, pp. 305–314. <https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.28.305>
20. Ono K., Yanagida M., Katoh T., Miwa M., Okamoto T. The circulation rate of RH-degassing process by water model experiment. *Denki Seiko*. 1981, vol. 56, no. 7, pp. 149–157.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Анатолий Алексеевич Метелкин, к.т.н., доцент кафедры металлургических технологий, Нижнетагильский технологический институт (филиал) Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
E-mail: anatoliy82@list.ru

Anatolii A. Metelkin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Metallurgical Technologies, Nizhny Tagil Technological Institute (Branch) Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin
E-mail: anatoliy82@list.ru

Олег Юрьевич Шешуков, д.т.н., профессор, директор Института новых материалов и технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН
E-mail: o.j.sheshukov@urfu.ru

Андрей Сергеевич Ткачев, главный специалист по развитию внепечной обработки стали, АО «ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат»
E-mail: Andrey.Tkachev@evraz.com

Игорь Владимирович Ковязин, ведущий инженер-технолог бюро внепечной металлургии Технического управления, АО «ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат»
E-mail: Igor.Kovyazin@evraz.com

Алексей Викторович Чиглинтsev, заместитель начальника цеха по технико-технологическому развитию, АО «ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат»
E-mail: Aleksey.Chiglintsev@evraz.com

Олег Игоревич Шевченко, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой металлургических технологий, Нижнетагильский технологический институт (филиал) Уральского федерального университета им. Первого Президента России Б.Н. Ельцина
E-mail: Shevchenko-OI@ntiustu.ru

Oleg Yu. Sheshukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Director of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Chief Researcher, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
E-mail: o.j.sheshukov@urfu.ru

Andrei S. Tkachev, Chief Specialist for the Development of Out-of-Furnace Steel Processing, JSC “EVRAZ Nizhny Tagil Metallurgical Plant”
E-mail: Andrey.Tkachev@evraz.com

Igor’ V. Kovyazin, Leading Engineer-Technologist of the Bureau of Out-of-Furnace Metallurgy of Technical Department, JSC “EVRAZ Nizhny Tagil Metallurgical Plant”
E-mail: Igor.Kovyazin@evraz.com

Aleksei V. Chiglintsev, Deputy Head of the Workshop for Technical and Technological Development, JSC “EVRAZ Nizhny Tagil Metallurgical Plant”
E-mail: Aleksey.Chiglintsev@evraz.com

Oleg I. Shevchenko, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Metallurgical Technology, Nizhny Tagil Technological Institute (Branch) Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin
E-mail: Shevchenko-OI@ntiustu.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

A. A. Metelkin – формирование концепции статьи, определение целей и задач исследования, анализ результатов исследований, подготовка текста.

O. Yu. Sheshukov – научное руководство, анализ результатов исследований, редактирование и корректировка финальной версии статьи.

A. S. Tkachev – проведение расчетов, подготовка и оформление текстового и графического материала.

I. V. Kovyazin – проведение расчетов, их анализ, подготовка и корректировка текста.

A. V. Chiglintsev – проведение расчетов, подготовка и оформление текстового и графического материала.

O. I. Shevchenko – проведение расчетов, подготовка библиографического списка, обработка графического материала.

A. A. Metelkin – formation of the main concept, research goals and objectives of the article, analysis of the research results, preparation of the text.

O. Yu. Sheshukov – scientific guidance, analysis of the research results, editing and correction of the article final version.

A. S. Tkachev – conducting the calculations, preparation and design of the text and graphic material.

I. V. Kovyazin – conducting the calculations, their analysis, preparation and correction of the text.

A. V. Chiglintsev – conducting the calculations, preparation and design of the text and graphic material.

O. I. Shevchenko – conducting the calculations, preparing the references, processing the graphic material.

Поступила в редакцию 30.03.2022
После доработки 31.05.2022
Принята к публикации 06.06.2022

Received 30.03.2022
Revised 31.05.2022
Accepted 06.06.2022

**Оригинальная статья**

УДК 669.184.132.142:536

DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-724-732

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2416>

ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПАРАМЕТРОВ ТЕПЛООБМЕНА ПРИ ИНЖЕКЦИОННОЙ ПОДАЧЕ ПОРОШКОВ В РАСПЛАВ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ В АГРЕГАТЕ КОВШ – ПЕЧЬ

Е. В. Протопопов, Л. В. Думова, И. В. Ноздрин, Н. А. Чернышева

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. С использованием исследования и разработки основных положений внепечной обработки рельсовой стали в агрегате ковш – печь рассмотрены особенности технологии вдувания порошкообразных реагентов в расплав через погружную фурму. В условиях продувки проанализированы характеристики влияния направленного теплового потока через условную разделительную стенку фурмы от металла к двухфазному газопорошковому потоку. С применением численных методов определены параметры влияния температуры поверхности погружной фурмы на характеристики транспортирующего газа, концентрацию порошка и его плотность, и на характеристики газопорошкового течения, в том числе коэффициент аэродинамического сопротивления, давление транспортирующего газа, разность скоростей фаз, эквивалентный диаметр, коэффициент формы частиц. Полученные результаты экспериментов показывают, что при одном и том же расходе транспортирующего газа более значительные тепловые потоки, обеспечивающие стабильную работу дутьевого устройства, создаются при использовании более легкого газа (азота), при этом диаметр порошкообразных частиц практически не влияет на количество теплоты, передаваемой от стенки фурмы к транспортирующему газу. Установлено, что при использовании погружных фурм и нагрева газопорошкового потока до температуры 500 – 600 °С в 2 – 10 раз изменяется сила межфазного взаимодействия в зависимости от коэффициента формы частиц, концентрации вдуваемого порошка, давления транспортирующего газа, разности скоростей фаз и плотности порошка.

Ключевые слова: внепечная обработка, погружная фурма, порошкообразные реагенты, газопорошковая продувка, тепловой поток, транспортирующий газ, газодинамика и теплообмен в дисперсной среде

Финансирование: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-20170.

Для цитирования: Протопопов Е.В., Думова Л.В., Ноздрин И.В., Чернышева Н.А. Численные исследования параметров теплообмена при инъекционной подаче порошков в расплав рельсовой стали в агрегате ковш – печь // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 10. С. 724–732. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-724-732>

Original article

NUMERICAL STUDIES OF HEAT TRANSFER PARAMETERS DURING INJECTION FEEDING OF POWDERS INTO THE RAIL STEEL MELT IN LADLE-FURNACE

E. V. Protopopov, L. V. Dumova, I. V. Nozdrin, N. A. Chernysheva

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

Abstract. Technological features of powdered reagents injection into the melt using a submersible tuyere were investigated for the research and development of the main provisions of rail steel out-of-furnace treatment in a ladle-furnace. Authors analyzed the characteristics of influence of a directed heat flow through the tuyere conditional separation wall from metal to two-phase gas-powder flow under purging conditions. Using numerical methods, were determined the parameters of influence of the submersible tuyere surface temperature on characteristics of the transporting gas, concentration of the powder and its density, and on characteristics of the gas-powder flow, including the aerodynamic drag coefficient, pressure of the transporting gas, difference in phase velocities, equivalent diameter, and particle shape coefficient. The obtained experimental results show that at the same flow rate of the transporting gas, more significant heat flows, ensuring stable operation of the blowing device, are created by using a lighter gas (nitrogen), while the diameter of powdered particles does not affect the amount of heat transferred from the tuyere wall to the transporting gas. It was established that when using submersible tuyeres and heating the gas-powder flow to a temperature of 500 – 600 °С, the strength of the interfacial interaction changes

by 2 to 10 times depending on the particle shape coefficient, concentration of the injected powder, pressure of the transporting gas, difference in phase velocities and density of the powder.

Keywords: out-of-furnace treatment, submersible tuyere, powdered reagents, gas-powder purging, heat flow, transporting gas, gas dynamics, heat transfer in dispersed medium

Funding: The research was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 22-29-20170.

For citation: Protopopov E.V., Dumova L.V., Nozdrin I.V., Chernysheva N.A. Numerical studies of heat transfer parameters during injection feeding of powders into the rail steel melt in ladle-furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 10, pp. 724–732. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-724-732>

ВВЕДЕНИЕ

В соответствии с современными представлениями [1 – 5] неотъемлемой составной частью технологии производства рельсовой стали является использование комплексной внепечной обработки, применение которой обеспечивает существенное повышение качества готовых рельсов.

Для обеспечения эффективной десульфурации металла в агрегатах типа ковш – печь, как правило, используются синтетические шлаки, твердые шлаковые смеси или технология вдувания порошкообразных реагентов в расплав с помощью погружной фурмы [2, 6 – 9]. В то же время при реализации такой технологии необходимо учитывать при продувке наличие выраженной барботажной зоны, что значительно осложняет условия эксплуатации оборудования, уменьшает стойкость погружных фурм и футеровки ковша. В таких условиях определение и учет характеристик теплового потока через условно разделительную стенку погружной фурмы от расплава к двухфазной газопорошковой струе может привести к значительным погрешностям при оценке импульса и мощности газопорошкового потока, истекающего в расплав.

При решении таких сложных технологических задач достаточно часто используются методы исследования с применением динамических или статических моделей [10 – 14], причем при рассмотрении задач газопорошкового течения при движении взаимопроникающих сред эти два метода существенно дополняют друг друга [11, 15 – 18].

Так, например, если транспортирующий порошок инертный газ в погружной фурме будет нагреваться до температуры порядка 300 – 400 °С, то тепловая мощность такого газопорошкового потока, истекающего в сталеразливочный ковш емкостью 100 – 150 т, будет увеличиваться более чем в два раза и превышать 2 МВт, а динамическая энергия такого потока возрастает в 1,5 – 2,0 раза [13].

Целью настоящего исследования является определение с использованием численных методов влияния температуры поверхности погружной фурмы на тепловой поток, передаваемый транспортируемому газу при изменении в широком диапазоне концентрации порошка и его плотности, а также влияния температуры несущего газа на некоторые характеристики газопорошкового течения, в том числе коэффициент аэродинамического

сопротивления, давление транспортирующего газа, разность скоростей фаз, эквивалентный диаметр и коэффициент формы частиц.

ПРИНЯТЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

В работе приняты следующие обозначения: $G_1 = m_1/f'$ и $G_2 = m_2/f'$ – приведенный расход транспортирующего газа и твердой фазы, кг/(с·м²); m_1 и m_2 – массовый расход транспортирующего газа и порошка, кг/с; f' – площадь поперечного сечения погружной фурмы, м²; P_1 – давление транспортирующего газа, Па; T_1 и T_2 – температура транспортирующего газа и порошка, °С; ρ_1 и ρ_2 – плотность транспортирующего газа и частиц порошка, кг/м³; w_1 и w_2 – скорость транспортирующего газа и частиц порошка, м/с; $\Delta w = w_1 - w_2$ – разность скоростей фаз, м/с; $\mu = m_2/m_1$ – массовая концентрация порошка, кг/кг; ε_1 и ε_2 – местная объемная концентрация газа и порошка; F_{2w} – приведенная сила трения частиц о стенку, Н/м³; F_c – сила сопротивления, Н; F_{12} – сила межфазного взаимодействия, Н/м³; n_2 – счетная концентрация, 1/м³; $\Psi = w_2/w_1$ – коэффициент динамического скольжения фаз; ν – кинематический коэффициент вязкости, м²/с; C_D – коэффициент аэродинамического сопротивления; f – коэффициент формы частиц; σ и S – эквивалентный диаметр и площадь сечения частицы, м и м²; $S_{\text{шара}}$ – площадь сечения частицы шаровидной формы; k_ε – коэффициент стеснения; k_f – поправочный коэффициент, учитывающий несферичность частицы; a – угол отклонения погружной фурмы от вертикали; c_{p_1} и c_2 – теплоемкость транспортирующего газа и твердых частиц порошка, кДж/(кг·К); a_{1w} – коэффициент теплоотдачи от стенки фурмы к газу, Вт/(м²·К); T_w – температура стенки трубы фурмы, К; D – внутренний диаметр фурмы, м²; Q_{1w} – теплота, передаваемая конвекцией от стенки фурмы к транспортируемому газу, Вт/м³.

Индексы «1» и «2» обозначают транспортирующий газ и частицы порошка, индекс «12» – их смесь; индексы «w» и «f» обозначают стенку трубы фурмы и футеровку, индекс «1w» – границу газа и стенки; индекс «n» показывает, что процесс идет в нормальных физических условиях.

РАСЧЕТНАЯ МОДЕЛЬ

При постановке задачи решали систему уравнений движения и теплообмена в погружной фурме, допол-

ненных замыкающими алгебраическими соотношениями при следующих допущениях: движение считали квазистационарным и одномерным, двухфазный поток – монодисперсным; скорость и температура фаз – величины переменные, тепловым взаимодействием твердых частиц со стенкой фурмы пренебрегали, при этом принимали, что теплоотдача от стенки к несущему газу происходит только конвекцией. При такой постановке модель включает два этапа: газодинамику и теплообмен в дисперсной среде. Основные положения газодинамического этапа задачи представлены в широко известной работе [11].

Тепловой этап модели включает дифференциальные уравнения энергии. Для случая совместного движения транспортирующего газа и монодисперсной примеси уравнение будет иметь вид

$$G_1 \frac{d}{dx} \left(c_{p1} T_1 + \frac{w_1^2}{2} \right) + G_2 \frac{d}{dx} \left(c_{p2} T_2 + \frac{w_2^2}{2} \right) - F_{12} (w_1 - w_2) = Q_{1w}. \quad (1)$$

Дополнительно использованы уравнения неразрывности для каждой из фаз:

$$\frac{d}{dx} (\varepsilon_1 \rho_1 w_1) = 0; \quad (2)$$

$$\rho_2 \frac{d}{dx} (\varepsilon_2 w_2) = 0. \quad (3)$$

Основные положения влияния силы межфазного взаимодействия F_{12} на газодисперсное течение в погружной фурме достаточно подробно описано в работе [14]. Силу межфазного взаимодействия F_{12} , вследствие воздействия которой частицы порошка приводятся в движение, можно рассчитать по выражению

$$F_{12} = F_c n_2, \quad (4)$$

где $F_c = C_D S \rho_1 \frac{(w_1 - w_2) |w_1 - w_2|}{2}$; $n_2 = \frac{6\varepsilon_2}{\pi\sigma^3}$ – счетная концентрация технологического порошка.

В теории многоскоростных сред одной из самых представительных характеристик потока является коэффициент аэродинамического сопротивления $C_D = f(\text{Re}_{12})$, используя который можно определить силу взаимодействия между транспортирующим газом и частицами. В рассматриваемом случае число Рейнольдса двухскоростного течения определяли как

$$\text{Re}_{12} = \frac{|w_1 - w_2| \sigma}{\nu}. \quad (5)$$

Так как $\text{Re}_{12} \gg 1$, то для нестоксовской области сопротивления коэффициент C_D рассчитывали по аналогии с работой [19]. Тогда

$$C_D = \frac{24}{\text{Re}_{12}} k_\varepsilon (1,25 + 0,01926 k_f \text{Re}_{12}), \quad (6)$$

$$1 < \text{Re}_{12} < 2 \cdot 10^5.$$

В дальнейшем коэффициент формы частиц $f = \frac{S}{S_{\text{шара}}}$ задавали, а поправочный коэффициент определяли как $k_\varepsilon = 12,4 + \frac{11,4}{f}$, при этом метод расчета эквивалентного диаметра шара принимали в соответствии с работой [19]. Коэффициент стеснения k_ε находили как $k_\varepsilon = \varepsilon_1^{-2n}$ (где $n = 2,5 \div 4,0$ – коэффициент структуры потока).

При совместном решении уравнений неразрывности для каждой из двух фаз $m_1 = \varepsilon_1 \rho_1 w_1 S$ и $m_2 = \varepsilon_2 \rho_2 w_2 S$ легко показать, что важнейшие параметры газопорошкового потока ($\varepsilon_1, \Psi, \rho_1, \rho_2$) и массовая концентрация μ связаны соотношением

$$\varepsilon_1 = \left(1 + \frac{\mu \rho_1}{\Psi \rho_2} \right)^{-1}, \quad (7)$$

где значение ρ_1 находится по уравнению состояния транспортирующего газа.

Если по пути движения газопорошкового потока появляются горизонтальные участки, то устойчивость режима течения необходимо проверять, сравнивая разность скоростей Δw со скоростью витания w_B , величина которой в зависимости от параметров существенно изменяется. Так как в погружной фурме $\rho_2 \gg \rho_1$, то с достаточным приближением скорость витания можно рассчитывать по выражению

$$w_B = 1,15 \left(\frac{\rho_2 R T_1}{\rho_1 C_D} \right)^{0,5}, \quad (8)$$

где R – универсальная газовая постоянная.

При этом необходимо учитывать, что порошкообразные частицы находятся во взвешенном состоянии при условии $\Delta w > w_B$.

Как показывает анализ, при изменении температуры T_1 транспортирующего газа влияние плотности ρ_1 и вязкости ν на величину F_{12} противоположно, поэтому систему уравнений решали численно.

В дальнейшем интенсивность теплообмена газового потока со стенкой фурмы определяли по уравнению Ньютона

$$Q_{1w} = \frac{4a_{1w} (T_w - T_1)}{D}. \quad (9)$$

Используя аналитическое решение нестационарного уравнения Фурье для защитной футеровки погружной фурмы в каждом конкретном сечении, температуру T_w металлической стенки фурмы находили по выражению, являющемуся решением уравнения теплопроводности

для цилиндра бесконечной длины [20]. Безразмерная температура поверхности трубы в момент времени составляет

$$\Delta \bar{T} = \frac{T_w - T^{(0)}}{T^{(1)} - T^{(0)}} = \sum_{i=1}^{\infty} \frac{2J^{(0)} \left(\frac{\beta_i \delta_{\phi}}{0,5D_{\phi}} \right)}{\beta_i J^{(1)}(\beta_i)} \exp(-\beta_i^2 Fo); \quad (10)$$

здесь $T^{(0)}$ и $T^{(1)}$ – начальная температура и температура разогрева, К; $J^{(0)}$ и $J^{(1)}$ – функции Бесселя первого рода нулевого и первого порядка; $\beta_i = \beta_i(\text{Bi})$ – корни характеристического уравнения; Bi и Fo – число Био и Фурье (при $\text{Bi} > 100$ корни характеристического уравнения составляют $\beta_1 = 2,4048$, $\beta_2 = 5,5201$, $\beta_3 = 8,6537$, $\beta_4 = 11,7915$, $\beta_5 \approx \beta_4 + \pi$, $\beta_6 \approx \beta_5 + \pi$ и т. д.); σ_{ϕ} и D_{ϕ} – толщина и диаметр установленной на погружной фурме огнеупорной катушки, м.

Коэффициент теплоотдачи от внутренней стенки фурмы к транспортирующему газу рассчитывали в соответствии с работой [19]

$$\left. \begin{aligned} a_{1w} &= \frac{\lambda_1 \text{Nu}_{1w}}{D}; \\ a_{1w} &= \mu^{-0,3} 0,022 [\text{Re}_{1w} (1 + \mu)]^{0,8} \text{Pr}_{1w}^{0,4} \left(\frac{T_w}{T_1} \right)^{0,5}; \\ \mu &= \frac{m_2}{m_1}; \end{aligned} \right\} \quad (11)$$

здесь λ_1 – коэффициент теплопроводности газа, Вт/(м·К); Nu_{1w} , $\text{Re}_{1w} = \frac{w_1 D \rho_1}{\eta_{1w}}$ и Pr_{1w} – число Нуссельта, Рейнольдса и Прандтля для трубы фурмы; η – коэффициент динамической вязкости, Па·с.

При решении такой задачи необходимо учитывать изменения теплофизических свойств транспортирующего газа в зависимости от температуры и давления, поэтому вязкость, теплопроводность и теплоемкость аппроксимировали соответствующими уравнениями. Коэффициенты λ_1 , η_1 и теплоемкость c_{p1} для каждого компонента транспортирующего газа находили с учетом их нелинейной зависимости от температуры. В частности

$$\left. \begin{aligned} \eta_1 &= B_{\eta_1} \Omega \sqrt{T_1}; \\ \lambda_1 &= \frac{B_{\lambda_1} \beta_1 \sqrt{T_1}}{\Omega}; \end{aligned} \right\} \quad (13)$$

где B_{η_1} и B_{λ_1} – вириальный коэффициент вязкости и теплопроводности.

Принимали, что молекулы газа взаимодействуют согласно потенциалу Леннарда-Джонса. Для аргона $B_{\eta_{\text{Ar}}} = 1,497 \cdot 10^{-6}$ Па·с·К^{-0,5}, $B_{\lambda_{\text{Ar}}} = 1,166 \cdot 10^{-3}$ Вт·м⁻¹·К^{-1,5}, силовая постоянная ϵ/k равна 118,8398 К (здесь

$k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К – постоянная Больцмана). Для азота $B_{\eta_{\text{N}}} = 1,065 \cdot 10^{-6}$ Па·с·К^{-0,5}, $B_{\lambda_{\text{N}}} = 1,178 \cdot 10^{-3}$ Вт·м⁻¹·К^{-1,5}; $\epsilon/k = 95,9266$ К. Температурный коэффициент, учитывающий перенос энергии для аргона, равен единице, а для азота этот коэффициент представляли в виде степенного ряда по $T/1000$ [15, 19, 20].

Известно, что поправочный коэффициент Ω для любого газа составляет

$$\Omega = 1,16145(T^*)^{-0,14874} + 0,52487 \exp(-0,7732T^*) + 2,16178 \exp(-2,49787T^*), \quad (14)$$

где T^* – приведенная температура (например, при 20 °С для аргона $T^* = \frac{kT}{\epsilon} = \frac{288,15}{118,8398} = 2,425$).

В приведенных выражениях кинематическая вязкость ν и температуропроводность a транспортирующего газа связаны соотношением $\nu_1 = \frac{\eta_1}{\rho_1}$, а $\text{Pr} = \frac{\nu_1}{a_1}$. Для аргона принимали $c_{p_{\text{Ar}}} = 521$ Дж/(кг·К), а для азота нелинейную теплоемкость рассчитывали по выражению $c_{p_{\text{N}}} = 965 + 0,2112T - 12,067 \cdot 10^{-6}T^2$.

Уравнения движения и полной энергии системы решали численно конечно-разностным методом. Разностную аппроксимацию дифференциальных уравнений проводили на равномерной сетке вдоль оси с шагом Δx . Использовали неявную схему с итерациями.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТА И ИХ АНАЛИЗ

Модель была адаптирована к условиям инжекционной продувки в сталковше емкостью 100 – 150 т агрегата ковш – печь. Расчеты выполнены по следующим исходным данным: внутренний диаметр фурмы D составлял 14 мм, ее длина $l = 6,5$ мм; погружение в расплав $h = 3,5$ м; расход транспортирующего газа $V_1 = 60 \div 80$ м³/ч; размер частиц изменяли в пределах $\sigma_2 = 0,1 \div 0,5$ мм, их плотность – в интервале $\rho_2 = 2000 \div 3500$ кг/м³, а концентрацию порошка – от $\mu = 0$ (чистый газ) до $\mu = 60$ кг/кг (загруженный дисперсный поток). В этих условиях расход порошка изменялся в пределах $m_2 = 0 \div 140$ кг/мин (газ аргон). В расчетах представляли результаты, полученные в произвольном сечении фурмы при различной температуре ее стенки, изменяющейся в пределах $T_w = 323 \div 1073$ К. Различные значения T_w температуры получали, изменяя толщину σ_{ϕ} защитной футеровки фурмы, теплопроводность λ_{ϕ} которой принимали 0,7 Вт/(м·К).

Степень нагрева транспортирующего газа, концентрация и плотность порошка, сила межфазного взаимодействия

Значительные отличия величины теплоты, передаваемой конвекцией от стенки фурмы к транспортиру-

щему газу Q_{1w} , для различных газов объясняются разными значениями коэффициента теплоотдачи a_{1w} (выражение (11)), который пропорционален теплопроводности λ_1 газа. Коэффициент a_{1w} существенно отличается для различных газов: так, $\lambda_{N_2}/\lambda_{Ar} = 1,58$ при $T_1 = 323$ К и $\lambda_{N_2}/\lambda_{Ar} = 4,25$ при $T = 1073$ К. Кроме того, при одних и тех же значениях μ и расходе несущего газа аргон переносит примерно в 1,5 раза больше порошка, чем азот (так как $\rho_{h,Ar}/\rho_{h,N_2} \approx 1,5$) и по этой причине $w_{N_2} > w_{Ar}$, следовательно, для азота выше значения Nu_{1w} и a_{1w} . Например, если при одном и том же значении $\mu = 40$ кг/кг температура стенки T_w увеличится с 323 до 1073 К, то значение Q_{1w} для аргона возрастет в 4,5 раза (с 20 до 90 МВт/м³) (рис. 1, а).

Относительно плотности порошка можно отметить следующее. С увеличением значения ρ_2 практически пропорционально снижается объемная доля ε_2 . Например, при продувке через погружную фурму внутренним диаметром 14 мм при увеличении плотности порошка в 1,7 раза (с 2000 до 3000 кг/м³) объем дисперсных частиц в потоке уменьшается в 1,66 раз (с 0,07 до 0,04). В то же время, как следует из уравнения неразрывности для твердой фазы $m_2 = \varepsilon_2 \rho_2 w_2 f$, при $f = \text{const}$ снижение ε_2 приводит к увеличению скорости w_2 дисперсной среды. Разность скоростей $\Delta w = w_1 - w_2$ падает, уменьшаются значения Re_{12} и Nu_{12} , снижается коэффициент теплоотдачи a_{1w} . По этой же причине тепловой поток Q_{1w} , передаваемый конвекцией от стенки футеровки к транспортируемому газу, также уменьшается. При-

чем, чем ниже значения μ , тем менее существенно объем дисперсных частиц в потоке влияет на значение Q_{1w} .

При нагреве транспортирующего газа сила межфазного взаимодействия F_{12} уменьшается при любых значениях концентрации порошка μ (рис. 1, б). Например, при нагреве азота в интервале с 100 до 600 °С при $\mu = 80$ кг/кг сила F_{12} снижается с 1,75 до 0,35 МН/м³, причем при этих же условиях из-за уменьшения ρ_1 объемная доля газовой фазы ε_1 возрастает с 0,72 до 0,86. Данный факт объясняется тем, что при нагреве газа (азота) плотность ρ_1 и коэффициент C_D уменьшаются. И далее, чем сильнее нагрев, тем прирост силы F_{12} в потоке менее плотного газа с увеличением μ снижается. Например, при $\mu = 120$ кг/кг и изменении температуры t_1 с 100 до 600 °С прирост $F_{12}^{100}/F_{12}^{600}$ составляет $0,75/0,2 = 3,75$ (рис. 1, б).

В зависимости от массовой доли порошка плотность ρ_2 изменяется в широких пределах. Представляет интерес как коэффициент C_D , сила F_{12} и скорость w_b изменяются в дальнейшем в зависимости от плотности порошка ρ_2 при различной температуре транспортирующего газа t_1 (рис. 2).

Чем выше значение ρ_2 , тем меньше коэффициент C_D при любой температуре t_1 . В то же время при нагреве газа коэффициент C_D возрастает. Например, при $\rho_2 = 2800$ кг/м³ и увеличении t_1 от 100 до 500 °С коэффициент C_D повышается с 3,2 до 4,9, а скорость w_b возрастает с 0,36 до 0,44 м/с (рис. 2, а). Сила взаимодействия F_{12} между фазами при таком же увеличении

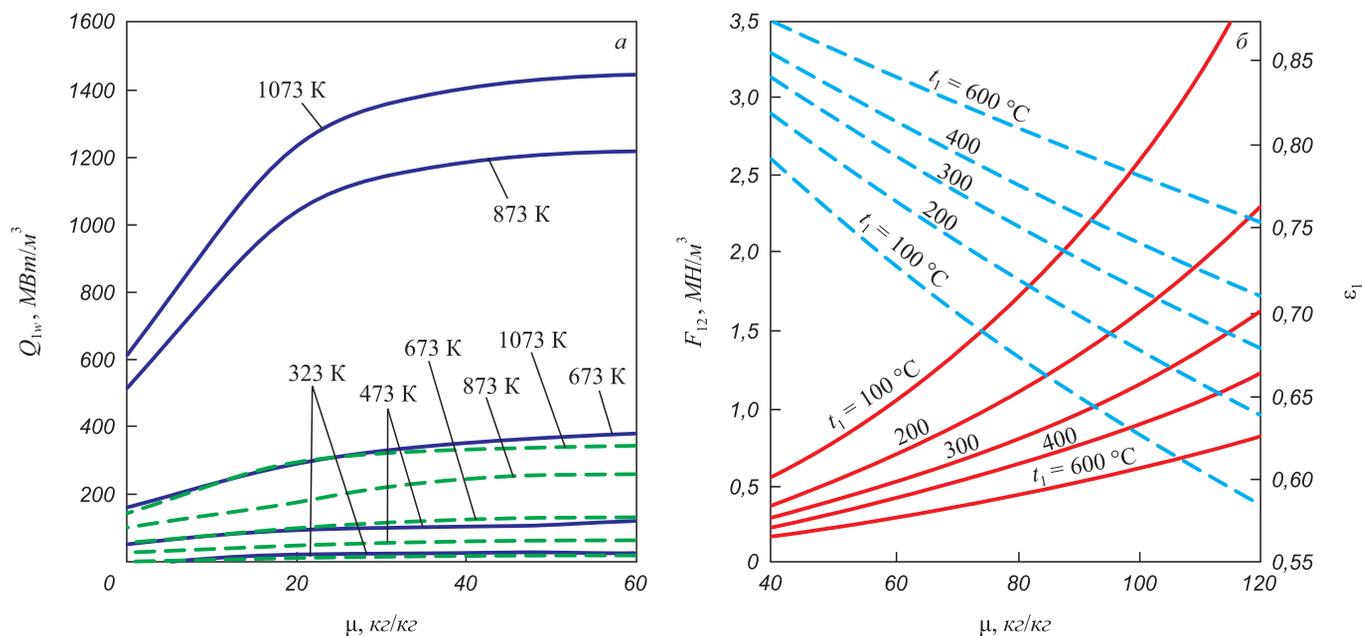


Рис. 1. Зависимость теплового потока Q_{1w} (а) от концентрации порошка μ в газозвеси (транспортирующий газ аргон (—), азот (---)) при толщине стенки погружной фурмы 3 мм и зависимости силы межфазного взаимодействия F_{12} (—) и объемной концентрации газовой фазы ε_1 (---) (б) от концентрации порошка μ при различной температуре несущего газа t_1

Fig. 1. Dependence of heat flow Q_{1w} (a) on the powder concentration μ in gas suspension (transporting gas argon (—), nitrogen (---)) at thickness of the submersible tuyere wall $\sigma = 3$ mm and dependence of interfacial interaction force F_{12} (—) and volume concentration of the gas phase ε_1 (---) (b) on the powder volume concentration μ at different temperatures of transporting gas t_1

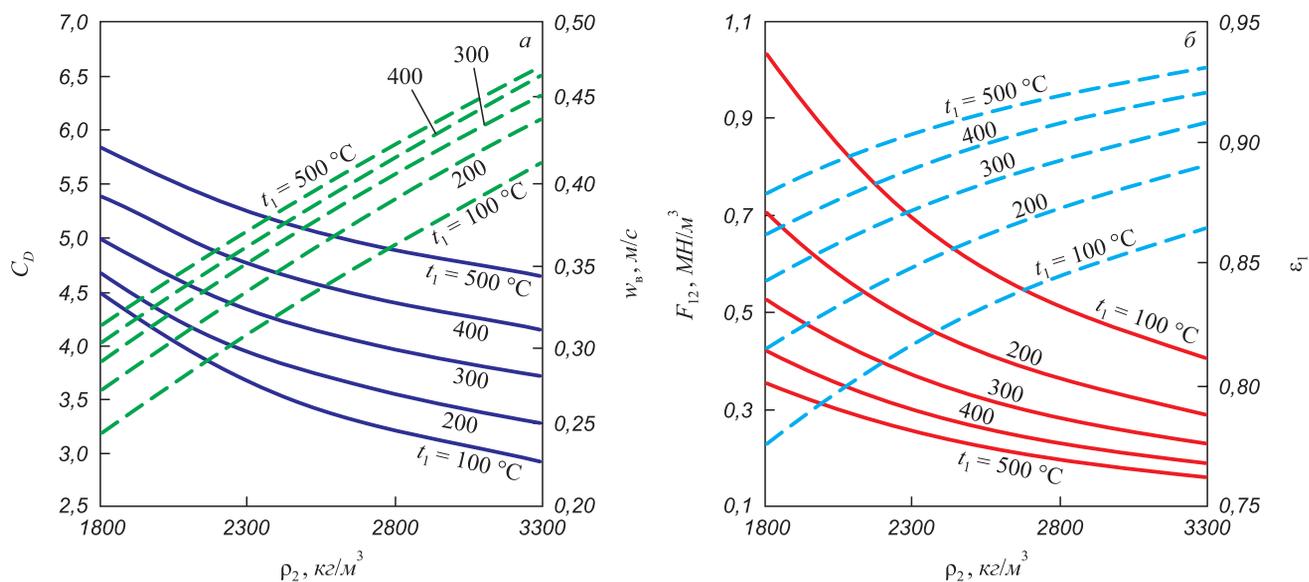


Рис. 2. Зависимость коэффициента аэродинамического сопротивления C_D (—) и скорости витания частиц w_b (---) (а), силы межфазного взаимодействия F_{12} (—) и объемной концентрации газовой фазы ε_1 (---) (б) от плотности порошка ρ_2 при различных температурах транспортирующего газа t_1

Fig. 2. Dependence of aerodynamic drag coefficient C_D (—) and particles velocity w_b (---) (a), interfacial interaction force F_{12} (—) and volume concentration of the gas phase ε_1 (---) (b) on the powder density ρ_2 at different temperatures of the transporting gas t_1

температуры t_1 (при $\rho_2 = 2800 \text{ кг/м}^3$) снижается с 0,52 до 0,20 МН/м³, а значение ε_1 возрастает с 0,84 до 0,92 (рис. 2, б). Такая закономерность объясняется тем, что при нагреве газа увеличение C_D менее существенно, чем одновременное снижение ρ_1 и ε_2 .

Давление транспортирующего газа

В связи с незначительным влиянием давления транспортирующего газа на коэффициент теплопроводности (выражение 11), коэффициент теплоотдачи a_{1w} и тепловой поток Q_{1w} главным образом зависят от кинематической вязкости газа, на которую, в свою очередь, влияют как температура, так и давление.

Например, если газопорошковый поток перемещается в фурме диаметром 14 мм со скоростью 80 м/с, то при $p = 0,8 \text{ МПа}$ увеличение температуры T_w до 973 К приводит к снижению значения a_{1w} с 1,51 до 0,78 кВт/(м²·К) и с 1,09 до 0,52 кВт/(м²·К), если транспортирующий газ аргон и азот соответственно.

Рассматривая увеличение силы межфазного взаимодействия F_{12} при определенной температуре t_1 и увеличении давления p_1 (рис. 3), следует отметить, что чем ниже температура t_1 , тем значительней прирост силы F_{12} . Так, например, при температуре транспортирующего газа (азота) 100 °С при увеличении p_1 с 0,4 до 1,2 МПа сила F_{12} будет возрастать с 0,80 до 10,1 МН/м³, при этом значение ε_1 будет снижаться с 0,80 до 0,59, а при температуре $t_1 = 500^\circ\text{C}$ при тех же условиях значение F_{12} будет уменьшаться с 2,1 до 0,21 МН/м³. Основная причина столь значительного изменения силы F_{12} – это зависимость от вязкости газа

$\nu = f(t, \rho)$. В данном случае при $t_1 = 100^\circ\text{C}$ и увеличении давления p_1 с 0,4 до 1,2 МПа значение кинематической вязкости будет снижаться с $5,84 \cdot 10^{-6}$ до $1,95 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$.

Коэффициент формы частиц f

В соответствии с работой [14] сила межфазного взаимодействия F_{12} , возникающая между частицами порошка и транспортирующим их газом, зависит от S_{11} ,

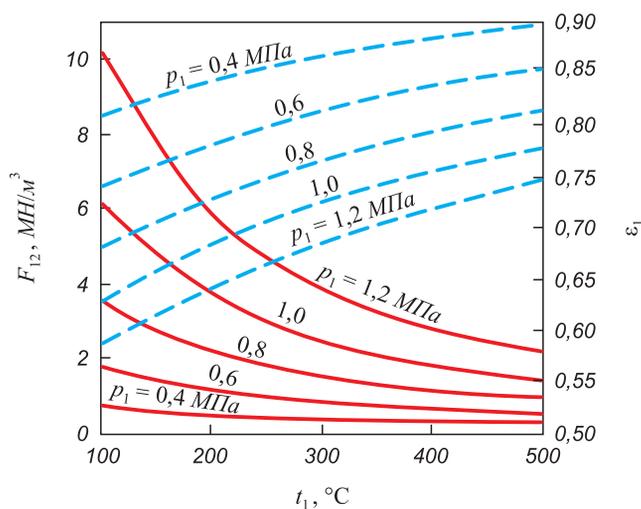


Рис. 3. Влияние давления транспортирующего газа p_1 и температуры газа t_1 на силу межфазного взаимодействия F_{12} (—) и объемную концентрацию газовой фазы ε_1 (---)

Fig. 3. Effect of pressure of the transporting gas p_1 and the gas temperature t_1 on interfacial interaction force F_{12} (—) and volume concentration of the gas phase ε_1 (---)

σ , μ , S_2 , Δw и т. д. На рис. 4 показано влияние формы частиц на величину F_{12} при нагреве транспортирующего газа. Как видно, чем значительней форма частиц отличается от сферической, тем больше сила F_{12} и ниже скорость w_b (рис. 4), при этом нагрев транспортирующего газа снижает межфазное сопротивление. Так, при $t_1 = 100$ °С повышение f с 1,0 (шар) до 1,6 (пластина) приводит к увеличению F_{12} в пять раз (с 0,75 до 3,77 МН/м³). При $f = 1,6$ увеличение t_1 с 100 до 500 °С вызывает уменьшение силы F_{12} в 2,7 раза (с 3,77 до 1,40 МН/м³). Сила взаимодействия между фазами F_{12} при $f = 1,6$ и $t_1 = 100$ °С составляет 3,8 МН/м³, а при $f = 1,0$ и $t_1 = 500$ °С будет снижаться до 0,25 МН/м³. Совершенно очевидно, что на F_{12} коэффициент f влияет через C_D .

Диаметр частиц σ

С увеличением σ коэффициент C_D уменьшается при любой температуре газа t_1 (рис. 5). Однако, чем больше значение t_1 , тем выше C_D , и чем меньше σ , тем меньше прирост C_D при увеличении t_1 . Например, в интервале температур $\Delta t_1 = 100 \div 500$ °С при $\sigma = 0,06$ мм отношение коэффициентов $C_D^{500}/C_D^{100} = 3,8/0,5 = 7,6$, а при $\sigma = 0,12$ мм это соотношение составляет $C_D^{500}/C_D^{100} = 5,7/4,3 = 1,36$ (рис. 5). Скорость витания частиц порошка w_b будет в большей степени зависеть от σ , чем от t_1 .

Проверка результатов численного исследования

Выполнить производственные эксперименты, подтверждающие адекватность модели, в условиях газопорошковой прудувки в реальном сталеразливочном

ковше и получить информацию в рамках поставленной задачи практически невозможно. Поэтому для доказательства правильности решения использовали метод тестирования:

- если $\mu \rightarrow 0$ (чистый газ), то масса газозвеси уменьшается в десятки раз, от стенки фурмы меньше отводится теплоты и значение Q_{1w} существенно снижается;
- если μ снижается, при этом влияние плотности частиц ρ_2 на значение Q_{1w} проявляется меньше, а в чистом газе ($\mu = 0$) такое влияние вообще отсутствует;
- если $\mu \rightarrow 0$, $m_2 \rightarrow 0$ и $F_{12} \rightarrow 0$, при этом $\varepsilon_1 \rightarrow 1$ (см. рис. 1);
- если ρ_2 частиц растет, то увеличивается ε_1 (см. рис. 2, б);
- если ρ_1 и плотность газа в погружной фурме (ρ_1) возрастают, то увеличиваются ε_2 и F_{12} при любом значении t_1 (см. рис. 3);
- если форма частиц ближе к шару ($f \rightarrow 1$), то $k_f \rightarrow 1$ и $F_{12} \rightarrow F_{12 \min}$ при любой температуре (см. рис. 4);
- если увеличивается диаметр частиц (σ), то при таком же расходе порошка m_2 их количество и площадь поверхности трения, а поэтому и F_{12} снижаются, а скорость w_b растет (см. рис. 5).

Как видно, тестовый анализ показывает соответствие полученных данных и закономерностей современным физическим представлениям по течению дисперсных потоков в погружных фурмах.

Выводы

Результаты численных экспериментов по определению интенсивности теплоотдачи конвекцией от

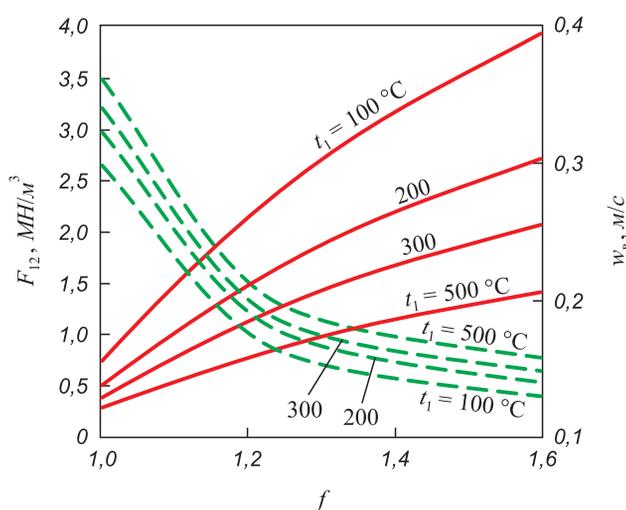


Рис. 4. Зависимость силы межфазного взаимодействия F_{12} (—) и скорости витания частиц w_b (---) от коэффициента формы f при различной температуре транспортирующего газа t_1

Fig. 4. Dependence of the interfacial interaction force F_{12} (—) and particle velocity w_b (---) on the shape coefficient f at different temperatures of the transporting gas t_1

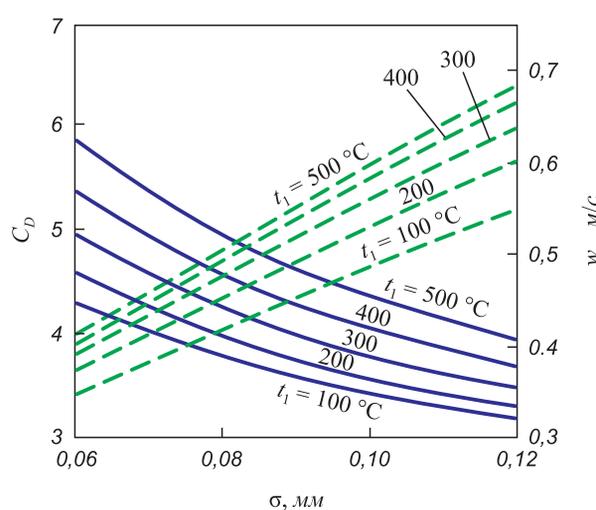


Рис. 5. Влияние температуры транспортирующего газа t_1 и размера частиц σ на коэффициент аэродинамического сопротивления C_D (—) и скорость витания частиц w_b (---)

Fig. 5. Effect of temperature of the transporting gas t_1 and the particles size σ on the aerodynamic drag coefficient C_D (—) and the particles velocity w_b (---)

погружной фурмы к газопорошковому потоку при изменении концентрации порошка, плотности частиц, различной степени нагрева стенки фурмы показывают, что наиболее существенно на количество теплоты, передаваемой от стенки фурмы к транспортирующему газу, оказывают влияние (в порядке максимального физического воздействия) температура стенки фурмы, концентрация порошка и его плотность. При одном и том же объемном расходе транспортирующего газа более значительные тепловые потоки от стенки фурмы

можно отвести, используя более легкий газ (азот), при этом диаметр частиц практически не влияет на количество передаваемой теплоты от стенки фурмы к транспортирующему газу.

При использовании погружных фурм и нагреве газопорошкового потока до 500 – 600 °С в 2 – 10 раз изменяется сила межфазного взаимодействия F_{12} в зависимости от коэффициента формы частиц, концентрации вдуваемого порошка, давления транспортирующего газа, разности скоростей фаз и плотности порошка.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Поляков В.В., Великанов А.В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов. Москва: Металлургия, 1990. 416 с.
2. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Производство стали. Т. 1. Процессы выплавки, внепечной обработки и непрерывной разливки стали. Москва: Теплотехник, 2008. 328 с.
3. Tassot P., Reichert N. Ways of improving steel quality in the tundish // *Revure de Metallurgie*. 2010. Vol. 107. No. 5. P. 175–185. <http://doi.org/10.1051/metal/2010020>
4. Senuma T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets (Review) // *ISIJ International*. 2001. Vol. 41. No. 6. P. 520–532. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.520>
5. Ashrit S., Sarkar S., Chatti R.V., Sarkar C., Sarkar S. Nonmetallic LD slag fines – opportunities by invoking chemistry // *Ironmaking and Steelmaking*. 2020. Vol. 47. No. 8. P. 903–907. <https://doi.org/10.1080/03019233.2019.1641679>
6. Wang B., Shen S., Ruan Y., Cheng S., Peng W., Zhang J. Simulation of gasliquid two-phase flow in metallurgical process // *Acta Metallurgica Sinica*. 2020. Vol. 56. No. 4. P. 619–632. <http://doi.org/10.11900/0412.1961.2019.00385>
7. Yao L., Zhu R., Tang Y., Wei G., Dong K. Effect of furnace gas composition on characteristics of supersonic oxygen jets in the converter steelmaking process // *Materials*. 2020. Vol. 13. No. 15. Article 3353. <http://doi.org/10.3390/ma13153353>
8. Wilson A. Clean steel technology – fundamental to the development of high performance steels. In: *Advances in the Production and Use of Steel with Improved Internal Cleanliness* / J. Mahaney ed. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1999. P. 73–88. <http://doi.org/10.1520/STP12375S>
9. High Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. Klueh R.L., Harries D.R. eds. PA: ASTM, 2001. 90 p.
10. High Performance Steel and Titanium Castings. National Materials Advisor Board. Vol. 296 of Report NMAB-296. National Academy of Sciences – National Academy of Engineering, 2008. 144 p.
11. Кузнецов Ю.М. Газодинамика процессов вдувания порошков в жидкий металл. Челябинск: Металлургия, 1991. 159 с.
12. Харлашин П.С., Харин А.К. Влияние концентрации порошка на параметры газозвеси в соплах торкрет-фурмы // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2011. Т. 54. № 4. С. 9–12.
13. Харлашин П.С., Чемерис Н.О. Моделирование течения газозвеси в торкрет-фурме при различной концентрации порошка // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2009. № 1. С. 107–109.
14. Поживанов М.А. Влияние диаметра частиц на дисперсное течение в фурме для инжекционной продувки. Сообщение 1 // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2005. Т. 48. № 7. С. 20–24.
15. Li M., Li L., Zhang B., Li Q., Wu W., Zou Z. Numerical analysis of the particle-induced effect on gas flow in a supersonic powder-laden oxygen jet // *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*. 2020. Vol. 51. No. 4. P. 1718–1730. <http://doi.org/10.1007/s11663-020-01855-3>
16. Кудрин В.А., Парма В. Технология получения качественной стали. Москва: Металлургия, 1984.
1. Polyakov V.V., Velikanov A.V. *Fundamentals of Railway Rails Production*. Moscow: Metallurgiya, 1990, 416 p. (In Russ.).
2. Dyudkin D.A., Kisilenko V.V. *Steel Production. Vol. 1. Processes of Smelting, Out-of-Furnace Treatment and Continuous Casting of Steel*. Moscow: Teplotekhnik, 2008, 328 p. (In Russ.).
3. Tassot P., Reichert N. Ways of improving steel quality in the tundish. *Revure de Metallurgie*. 2010, vol. 107, no. 5, pp. 175–185. <http://doi.org/10.1051/metal/2010020>
4. Senuma T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets (Review). *ISIJ International*. 2001, vol. 41, no. 6, pp. 520–532. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.520>
5. Ashrit S., Sarkar S., Chatti R.V., Sarkar C., Sarkar S. Nonmetallic LD slag fines – opportunities by invoking chemistry. *Ironmaking and Steelmaking*. 2020, vol. 47, no. 8, pp. 903–907. <https://doi.org/10.1080/03019233.2019.1641679>
6. Wang B., Shen S., Ruan Y., Cheng S., Peng W., Zhang J. Simulation of gasliquid two-phase flow in metallurgical process. *Acta Metallurgica Sinica*. 2020, vol. 56, no. 4, pp. 619–632. <http://doi.org/10.11900/0412.1961.2019.00385>
7. Yao L., Zhu R., Tang Y., Wei G., Dong K. Effect of furnace gas composition on characteristics of supersonic oxygen jets in the converter steelmaking process. *Materials*. 2020, vol. 13, no. 15, article 3353. <http://doi.org/10.3390/ma13153353>
8. Wilson A. Clean steel technology – fundamental to the development of high performance steels. In: *Advances in the Production and Use of Steel with Improved Internal Cleanliness*. Mahaney J. ed. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1999, pp. 73–88. <http://doi.org/10.1520/STP12375S>
9. *High Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications*. Klueh R.L., Harries D.R. eds. PA: ASTM, 2001, 90 p.
10. *High Performance Steel and Titanium Castings. National Materials Advisor Board. Vol. 296 of Report NMAB-296*. National Academy of Sciences – National Academy of Engineering, 2008, 144 p.
11. Kuznetsov Yu.M. *Gas Dynamics of Powder Injection in Liquid Metal*. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1991, 159 p. (In Russ.).
12. Kharlashin P.S., Kharin A.K. Powder concentration influence on the gaseous suspension parameters in flame guniting injection tuyere. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, vol. 54, no. 4, pp. 9–12. (In Russ.).
13. Kharlashin P.S., Chemeris N.O. Modeling of gas suspension flow in a shotcrete tuyere at different powder concentrations. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2009, no. 1, pp. 107–109. (In Russ.).
14. Pozhivanov M.A. Effect of particle diameter on dispersed flow in a tuyere for injection purging. Message 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2005, vol. 48, no. 7, pp. 20–24. (In Russ.).
15. Li M., Li L., Zhang B., Li Q., Wu W., Zou Z. Numerical analysis of the particle-induced effect on gas flow in a supersonic powder-laden oxygen jet. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*. 2020, vol. 51, no. 4, pp. 1718–1730. <http://doi.org/10.1007/s11663-020-01855-3>
16. Kudrin V.A., Parma V. *Technology of High-Quality Steel Production*. Moscow: Metallurgiya, 1984. (In Russ.).

17. High Performance Steel and Titanium Castings. National Materials Advisory Board. Report NMAV-296. National Academy of Sciences – National Academy of Engineering. 1973, 155 p.
18. Manning C.P., Fruehan R.J. Emerging technologies of iron and steel making // JOM. 2001. Vol. 53. No. 10. P. 36–43.
<https://doi.org/10.1007/s11837-001-0054-3>
19. Сухомел А.С., Цветков Ф.Ф., Керимов Р.В. Теплообмен и гидравлическое сопротивление при движении газозвеси в трубах. Москва: Энергоатомиздат, 1977. 192 с.
20. Кутателадзе С.С. Теплопередача и гидродинамическое сопротивление. Москва: Энергоатомиздат, 1990. 367 с.
17. High Performance Steel and Titanium Castings. National Materials Advisory Board. Report NMAV-296. National Academy of Sciences – National Academy of Engineering, 1973, 155 p.
18. Manning C.P., Fruehan R.J. Emerging technologies of iron and steel making. JOM. 2001, vol. 53, no. 10, pp. 36–43.
<https://doi.org/10.1007/s11837-001-0054-3>
19. Sukhomel A.S., Tsvetkov F.F., Kerimov R.V. Heat Transfer and Hydraulic Resistance during Movement of Gas Suspension in Pipes. Moscow: Energoatomizdat, 1977, 192 p. (In Russ.).
20. Kutateladze S.S. Heat Transfer and Hydrodynamic Resistance. Moscow: Energoatomizdat, 1990, 367 p. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Евгений Валентинович Протопопов, д.т.н., профессор, профессор кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-7554-2168
E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Evgenii V. Protopopov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-7554-2168
E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Любовь Валерьевна Думова, ст. преподаватель кафедры менеджмента и отраслевой экономики, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: doumova@bk.ru

Lyubov' V. Dumova, Senior Lecturer of the Chair "Management and Branch Economy", Siberian State Industrial University
E-mail: doumova@bk.ru

Игорь Викторович Ноздрин, д.т.н., доцент, профессор кафедры металлургии цветных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: kafcmet@sibsiu.ru

Igor' V. Nozdrin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair "Non-Ferrous Metallurgy and Chemical Engineering", Siberian State Industrial University
E-mail: kafcmet@sibsiu.ru

Наталья Анатольевна Чернышева, доцент кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: chernysheva_na@rambler.ru

Natal'ya A. Chernysheva, Assist. Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University
E-mail: chernysheva_na@rambler.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Е. В. Протопопов – формирование концепции статьи, определение цели и задачи исследования, подготовка текста.
Л. В. Думова – анализ результатов исследований.
И. В. Ноздрин – проведение расчетов.
Н. А. Чернышева – анализ, обработка и систематизация полученных результатов.

E. V. Protopopov – formation of the article concept, goals and objectives of the study; writing the text.
L. V. Dumova – analysis of the research results.
I. V. Nozdrin – conducting the calculations.
N. A. Chernysheva – analysis, processing and systematization of the results.

Поступила в редакцию 22.06.2022
 После доработки 29.06.2022
 Принята к публикации 12.09.2022

Received 22.06.2022
 Revised 29.06.2022
 Accepted 12.09.2022



Оригинальная статья

УДК 621.926.3

DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-733-739

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2417>



ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТЬ КОНУСНОЙ ДРОБИЛКИ С УПОРАМИ

Д. Ф. Сахаров, А. В. Витушкин

Кузбасский институт ФСИН России (Россия, 654066, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, пр. Октябрьский, 49)

Аннотация. Одним из основных в металлургической, строительной и горной отраслях промышленности является процесс измельчения различных материалов как первичная подготовка сырья. На дробление материалов для получения необходимой фракции ежегодно расходуется до 4 % мирового производства электроэнергии, а для отдельно взятой шахты доля энергозатрат на дробление может достигать 50 % от годового объема. Часть электроэнергии тратится на создание запаса мощности дробильной машины (далее – дробилки) в связи с тем, что в настоящее время нет методик теоретического расчета мощности ее электропривода и определения затрат энергии на разрушение горных пород. Сырье, добытое на разных месторождениях, обладает различными физико-механическими свойствами, что оказывает существенное влияние на процесс измельчения. Различия в мощности электроприводов дробильных машин обусловлено разностью их типоразмеров, а география их применения учитывается созданием запаса мощности. Вышеприведенные факторы негативно сказываются на операционных расходах предприятий металлургической промышленности. В работе рассмотрены некоторые конструкции дробилок, в которых разрушение дробимого куска происходит в результате возникновения сложного напряженного состояния. Предложена новая конструкция конусной дробилки с упорами, позволяющая снизить затраты энергии на дробление материалов. Благодаря наличию упоров и простой кинематике движения рабочего органа достигается снижение сил, необходимых для разрушения кусков хрупких материалов в независимости от их свойств. При этом в дробимых кусках, разрушаемых в конусной дробилке с упорами, возможно создание сдвигового напряженного состояния, при котором теоретически достигается снижение силы, необходимой для дробления хрупких материалов в два раза в сравнении с дробилками сжатия. Описаны условия возникновения сдвигового напряженного состояния в дробимых кусках при их дроблении в конусной дробилке с упорами. Представлены рекомендации по созданию этих условий.

Ключевые слова: металлургическая промышленность, конусная дробилка, упор, дробление, энергоэффективность, сдвиговое напряженное состояние, касательные напряжения, энергозатраты при дроблении, сдвиг

Для цитирования: Сахаров Д.Ф., Витушкин А.В. Энергоэффективность конусной дробилки с упорами // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 10. С. 733–739. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-733-739>

Original article

ENERGY EFFICIENCY OF A CONE CRUSHER WITH STOPS

D. F. Sakharov, A. V. Vitushkin

Kuzbass Institute of the Federal Penitentiary Service of Russia (49 Oktyabr'skii Ave., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654066, Russian Federation)

Abstract. Metallurgical, construction and mining industries are based on the process of grinding various materials. The main method of primary preparation of raw materials is crushing of the extracted ore. Up to 4 % of the world's electricity production is spent annually on crushing rocks to obtain the necessary fraction of material, and for a single mine, the share of energy consumption for crushing can reach 50 % of the annual volume. In addition to spending electricity directly on rocks destruction, some of it is spent on creating a power reserve for a crushing machine (hereinafter referred to as a crusher) due to the fact that currently there is no single method of theoretical calculation of the power of its electric drive, no single method of determining energy costs for rocks destruction. It is known that raw materials extracted from different deposits have different physical and mechanical properties, which has a significant impact on the grinding process. However, difference in power of electric drive of crushing machines is due to the difference in their standard sizes, and the geography of their application is taken into account by the creation of the above-mentioned power reserve. The above factors have a negative impact on the operating costs of metallurgical industry enterprises. The article discusses some designs of crushers in which the destruction of the crushed piece occurs as a result of complex stress state. New design of a cone crusher with stops is proposed, which allows reducing energy costs for crushing materials. Due to the presence of stops and simple kinematics of the working body movement, reduction in the power necessary for the destruction of pieces of brittle materials, regardless of their properties, is achieved. At the same time, in crushed pieces destroyed in a cone crusher with stops, it is possible to create a shear stress state, in which theoretically a reduction in power required for crushing brittle materials is achieved by 2 times in comparison with compression crushers.

The conditions of occurrence of shear stress state in crushed pieces during their crushing in a cone crusher with stops are described. The authors give recommendations for the reconstruction of these conditions.

Keywords: metallurgical industry, cone crusher, thrust, crushing, energy efficiency, shear stress state, tangential stresses, energy consumption for crushing, shear

For citation: Sakharov D.F., Vitushkin A.V. Energy efficiency of a cone crusher with stops. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 10, pp. 733–739. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-733-739>

ВВЕДЕНИЕ

Наибольшие затраты электроэнергии в металлургической промышленности приходятся на разрушение горных пород для получения материала необходимой фракции [1 – 7]. Для измельчения материалов используют дробилки.

От физико-механических свойств дробимого материала в значительной мере зависят силовые параметры процесса дробления [8, 9] и потребляемая мощность привода дробилки. Однако, как правило, заводами-изготовителями дробильного оборудования предлагается определенная мощность привода в зависимости от типоразмера оборудования, заложенная с учетом некоторого запаса, но без учета свойств дробимого материала. Этот факт (в некоторых случаях) приводит к неэффективному использованию дробилок и перерасходу энергии, затрачиваемой на дробление. Немаловажное влияние на энергозатраты при дроблении оказывают случайные обстоятельства (расположение лещадных кусков в камере дробления относительно друг друга и рабочего органа дробилки, присутствие недробимых материалов и др.).

Для теоретического расчета затрат энергии на разрушение дробимого куска используют различные теории прочности (разрушения) материалов, однако ни одна из них не позволяет рассчитать эти затраты с достаточной точностью, поскольку даже в границах одного месторождения свойства перерабатываемого материала могут варьироваться.

Большинство дробимых материалов являются анизотропными, то есть их свойства зависят от направления, в котором они изучаются, и имеют лещадную и иголоватую форму зерен. Такие материалы разрушаются по направлениям (плоскостям), ориентированным вдоль волокон (зерен). По мнению авторов работы [10] наиболее правильным должен быть подбор дробилки под определенное месторождение с учетом физико-механических характеристик материала и определения мощности привода на основании практических данных. Это позволит оптимизировать процесс дробления и повысить экономический эффект за счет снижения операционных расходов.

При исследовании вопросов прочности существенное значение имеет вид напряженного состояния. Большинство материалов по-разному разрушается в зависимости от того, являются ли напряжения растягивающими или сжимающими. Как показывает практика,

все материалы без исключения способны воспринимать весьма большие напряжения в условиях всестороннего сжатия, в то время как при одноосном растяжении их разрушение наступает при сравнительно низких напряжениях. Из теории сложного напряженно-деформированного состояния известно, что в случае, когда в теле действуют нормальные и касательные напряжения, разрушение тела происходит при более низких напряжениях, в отличие от случая разрушения под действием только нормальных напряжений.

Одним из способов разрушения материала в дробилке в результате возникновения в нем сложного напряженного состояния, когда на него действуют и сжимающие силы, и крутящий момент, является разрушение материалов в одновалковой дробильной машине с упором на валке. Такая дробилка представляет собой корпус, в котором установлены приводной валок с упором и неподвижная щека. Дробимый материал подают в зазор между вращающимся валком и неподвижной щекой [11]. Проведенный силовой анализ процесса разрушения куска в одновалковой дробилке и серия экспериментов доказывают факт возникновения сложного напряженного состояния в дробимом куске [12].

Разрушение различных хрупких материалов в щековой дробилке происходит за счет создания в дробимых кусках сложного напряженного состояния, обусловленного совместным действием сжимающих сил и крутящего момента [13]. Щековая дробилка представляет собой корпус, в котором установлены подвижная и неподвижная плиты (щеки). Дробимый материал подается в зазор между плитами и за счет движения одной из них осуществляется процесс дробления. В отличие от конструкций с простым и сложным движением подвижной щеки рабочий орган рассматриваемой дробилки движется поступательно, при этом горизонтальная составляющая рабочего хода генерирует в дробимом куске напряжения сжатия, а вертикальная составляющая – напряжения сдвига. Эти особенности кинематики позволяют создавать в дробимом куске сложное напряженное состояние с одновременным действием нормальных и касательных напряжений.

В настоящей работе осуществляется поиск конструкторских решений, которые бы позволили снизить затраты энергии на процесс дробления материалов, используемых в металлургическом и других производствах. С этой целью осуществляется поиск необходимых условий, при которых на дробимый материал будут

действовать не только сжимающие силы, но и другие нагрузки.

Цель настоящей работы – разработка способа дробления хрупких материалов путем создания в дробимых кусках сдвигового напряженного состояния, проведение анализа процесса дробления в конусной дробилке с упорами для выявления условий, при которых в дробимых кусках создается сдвиговое напряженное состояние.

НОВАЯ КОНСТРУКЦИЯ НА ОСНОВЕ КОНУСНОЙ ДРОБИЛКИ

Типичными для крупного и среднего дроблений являются конусные дробилки. Первые модели конусных дробилок были разработаны в середине 1920-х годов, их конструкции претерпели значительные улучшения. Некоторые исследователи предложили серию эмпирических моделей дробилок на основе экспериментального наблюдения [14 – 16]. Однако до настоящего времени инженеры не смогли адаптировать эти модели при разработке модифицированной конструкции камеры дробления для улучшения эксплуатационных характеристик этих машин. Предложенные эмпирические модели не позволяют инженеру-конструктору исследовать влияние камеры дробления, параметров хода конусов и скорости его вращения на эффективность и производительность конусной дробилки [17].

Конусными принято называть дробилки, дробление в которых осуществляется сжатием материала между конусами, расположенными один внутри другого [18]. Конусные дробилки исторически считаются дробилками сжатия. Однако проведенный силовой анализ работы конусной дробилки показал, что при определенных условиях в процессе дробления на материал помимо сжимающих сил действует и крутящий момент, в результате чего в дробимом куске возникает сложное напряженное состояние, обусловленное совместным действием в куске нормальных и касательных напряжений [19].

Из теории сопротивления материалов известно, что деформация сдвига (как вид нагружения) встречается редко, чаще всего сопровождается изгибающими моментами. В случаях, когда расстояние между сосредоточенными силами достаточно мало, величиной изгибающего момента пренебрегают. В настоящей работе предлагается способ дробления материала, при котором на кусок действуют силы, расположенные в параллельных плоскостях на очень малом расстоянии друг от друга и направленные в противоположные стороны, то есть кусок подвергается деформации сдвига.

Для реализации рассматриваемого способа предлагается конструкция (рис. 1), схожая с конструкцией конусной дробилки крупного дробления, а также роторной дробильной машины [20]. Предлагаемая конструкция состоит из двух конусов: внутреннего подвижно-

го 1 и внешнего неподвижного 2. Внутренний конус осуществляет вращательное движение относительно своей вертикальной оси 5 посредством электропривода и, в отличие от внутреннего конуса классической конусной дробилки, качательного движения не совершает. На его поверхности установлены упоры 3, которые в такой конструкции выполнены в виде гребней в поперечном сечении, расположенные по всей длине конуса 1, а их рабочая поверхность направлена в сторону вращения. Внешний конус дробилки неподвижен и является ее корпусом. На поверхности неподвижного конуса также имеются упоры 4. Профили упоров 3 и 4 конструктивно могут иметь различные очертания. Упоры 3 расположены по всей поверхности конуса 1 с некоторым интервалом, при этом их высота изменится на протяжении от загрузочного отверстия, расположенного в верхней части камеры дробления, до выходной щели. Аналогично выполняется расположение упоров 4 на поверхности неподвижного внешнего конуса 2. Между упором 3 подвижного конуса и упором 4 неподвижного конуса имеется технологический зазор, определяемый экспериментально в зависимости от условий процесса дробления (например, влажности

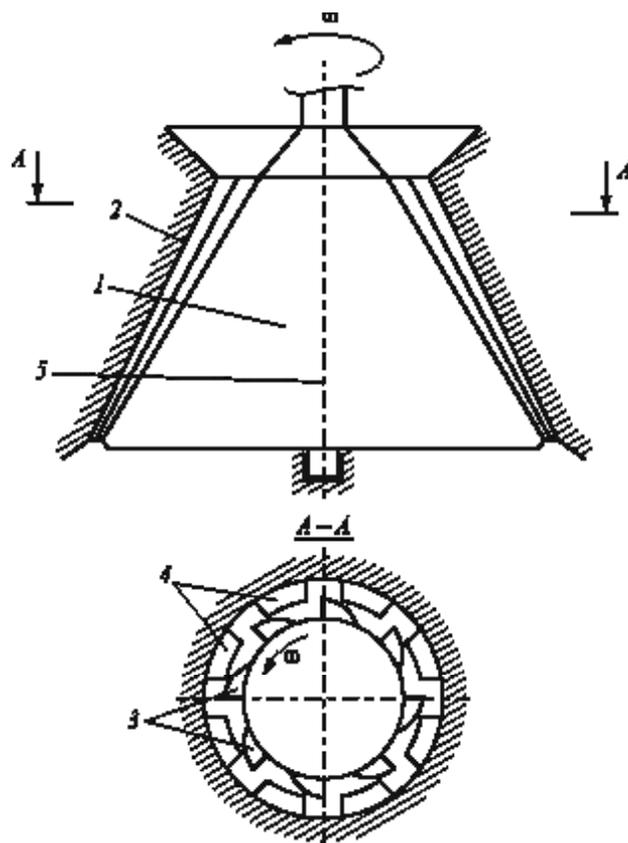


Рис. 1. Конусная дробилка с упорами:
1 и 2 – подвижный и неподвижный конусы; 3 и 4 – упоры на подвижном и неподвижном конусе; 5 – ось дробилки

Fig. 1. Cone crusher with stops:
1 and 2 – movable and fixed cone; 3 and 4 – stop on movable and on fixed cone; 5 – crusher axle

исходного сырья). Камера дробления рассматриваемой дробилки образована свободной поверхностью подвижного конуса и свободной поверхностью неподвижного конуса. Высота упора 3 камеры дробления (загрузочное отверстие) и упора 4, а также ширина зазора между ними суммарно должны быть больше максимального размера дробимого куска.

Дробление отдельного куска хрупкого материала в дробилках происходит вне зависимости от нахождения в камере дробления других кусков. Дробимый кусок подается в камеру дробления и под действием силы тяжести движется по ней до момента опирания куска о стенки камеры. Упор 3, расположенный на конусе 1, при его вращении вступает в контакт с куском, и из-за того, что находящаяся в камере дробления часть куска не может двигаться вместе с подвижным конусом из-за упоров 4, расположенных на поверхности неподвижного конуса 2, происходит разрушение дробимого куска. Разрушенный материал под действием силы тяжести перемещается по камере дробления до тех пор, пока не займет новое положение, соответствующее своему размеру, или не достигнет выходной щели. При необходимости процесс разрушения может повторяться неоднократно.

НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ, ВОЗНИКАЮЩЕЕ В ДРОБИМОМ КУСКЕ В ПРОЦЕССЕ РАБОТЫ КОНУСНОЙ ДРОБИЛКИ С УПОРАМИ

При решении задачи аппроксимации дробимых кусков для проведения расчета напряженно-деформированного состояния упругих тел довольно эффективно применяется метод фиктивных канонических областей (ФКО), описанный в работах Л.Н. Ясницкого и С.Л. Гладкого. Вне зависимости от истинной формы кусок может быть представлен в виде тела, наиболее приближенного к шару. В работе [21] показано, что форма куска не влияет на величину и направление сил при дроблении. При определении напряженного состояния в дробимом куске его форму принимаем сферической.

В процессе дробления кусок находится в контакте с упорами конусов по линиям, результирующие силы N_A и N_B со стороны упоров направлены по касательным к траектории движения точек A и B навстречу друг другу (рис. 2, в плоскости точки A и B , где N_A , N_B , N_C и N_D – результирующие силы в точках A , B , C и D дробимого куска; N_A^v и N_B^v – вертикальные составляющие результирующих сил N_A и N_B ; N_A^h и N_B^h – горизонтальные составляющие результирующих сил N_A и N_B ; ω – угловая скорость; h – плечо пары сил). Проекция этих сил на вертикальную ось N_A^v и N_B^v расположены в параллельных плоскостях на очень малом расстоянии друг от друга и направлены в противоположные стороны. Проекция сил на горизонтальную ось N_A^h и N_B^h

будут значительно меньше вертикальных составляющих, а значит ими можно пренебречь. Из-за малого расстояния h между вертикальными составляющими N_A^v и N_B^v возникающий момент также не окажет заметного влияния на картину нагружения. В рассматриваемом случае крутящим моментом, стремящимся развернуть дробимый кусок, можно пренебречь. Нормальные силы N_C и N_D , действующие на дробимый кусок со стороны свободных поверхностей конусов, вызванные его опиранием на них под действием силы тяжести куска, многократно меньше сил, возникающих в процессе дробления, и в расчетах не учитываются. Разрушение куска происходит в результате действия вертикальных составляющих N_A^v и N_B^v , при этом в дробимом куске создается сдвиговое напряженное состояние с преобладающим действием касательных напряжений.

СРАВНЕНИЕ СИЛОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕССА ДРОБЛЕНИЯ В КОНУСНОЙ ДРОБИЛКЕ С УПОРАМИ И В ДРОБИЛКАХ СЖАТИЯ

К дробилкам сжатия можно отнести двухвалковую дробилку и щековые дробилки. В двухвалковой дробилке разрушение дробимых кусков происходит в результате взаимодействия куска и рабочих органов (валков), а в щековых дробилках материал, попадая в камеру дробления, разрушается в результате взаимодействия куска с другими кусками и с рабочими органами (щеками). В таком случае разрушение кусков материала в двухвалковой дробилке происходит за счет одноосного сжатия. Процесс разрушения куска в камере дробления щековой дробилки более сложный, поскольку на кусок помимо сжимающих сил со стороны щек дополнительно действуют другие куски. Как известно, материал, испытывающий всестороннее сжатие, может выдерживать большие напряжения, чем при одноосном сжатии, от чего энергозатраты на процесс дробления значительно возрастают.

При одноосном сжатии экспериментальных образцов правильной формы (сферической, кубической) из цементно-песчаной смеси на гидравлическом прессе их разрушение происходит внезапно, с предшествующим образованием наклонных трещин, направленных примерно под углом 45° к оси образца. Такой характер разрушения объясняется действием касательных напряжений, возникающих в наклонных площадках при сжатии. В ходе разрушения образец принимает форму, схожую с формой песочных часов, и окончательно образует две половины (два конуса). При этом оставшиеся части куска осыпаются, образуя мелкодисперсную пыль и куски маленькой фракции. Таким образом, материал переизмельчается. Аналогичные процессы происходят при работе дробилок сжатия.

Разрушение куска из цементно-песчаной смеси в конусной дробилке с упорами должно происходить вдоль

плоскости, проходящей через точки контакта куска с упорами дробилки (рис. 2, точки *A* и *B*), что исключает переизмельчение материала и приводит к повышению качества готовой продукции. В отличие от щековой дробилки существенное снижение количества переизмельченного материала обеспечивается за счет снижения межкускового взаимодействия внутри камеры дробления.

Важным является сравнение предельных напряжений хрупких материалов.

Напряжения, возникающие в разрушаемом куске при срезе (сдвиге) и сжатии, определяются по формулам

$$\sigma_{сж} = \frac{F}{A_{сеч}} \text{ и } \tau_{сж} = \frac{F}{A_{ср}},$$

где $\sigma_{сж}$ и $\tau_{ср}$ – расчетное напряжение, возникающее при сжатии и срезе; F – сила, действующая на кусок; $A_{сеч}$ и $A_{ср}$ – площадь поперечного сечения и среза куска.

Ранее было принято, что кусок имеет правильную (сферическую) форму, а сила F для каждого случая своя: $A_{сеч} = A_{ср} = A$. Следовательно, $\sigma_{сж} = \frac{F_{сж}}{A}$, $\tau_{сж} = \frac{F_{ср}}{A}$. Выразив из этих выражений площадь, получим

$$A = \frac{F_{ср}}{\tau_{ср}} = \frac{F_{сж}}{\sigma_{сж}}.$$

Преобразуем выражение для определения соотношения сил, возникающих при срезе (сдвиге) и сжатии:

$$F_{ср} = \frac{\tau_{ср}}{\sigma_{сж}} F_{сж}.$$

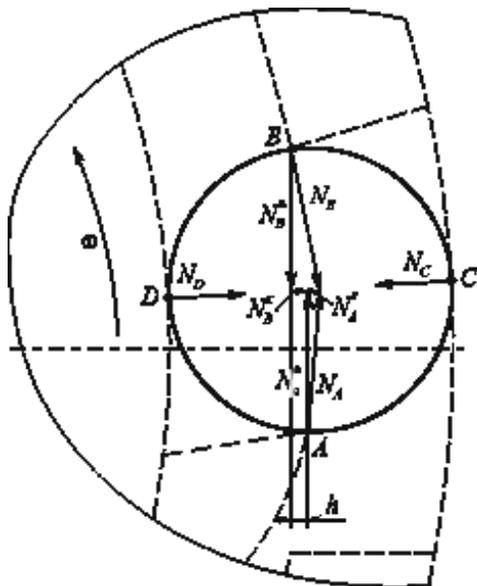


Рис. 2. Проекция сил, действующих на дробимый кусок в горизонтальной плоскости, на вертикальную и горизонтальную оси

Fig. 2. Projections of forces acting on the crushed piece in horizontal plane on vertical and horizontal axes

Для изотропных материалов максимальное значение отношения напряжений при срезе и сжатии [22]

$$\frac{\tau_{ср}}{\sigma_{сж}} = 0,5, \text{ тогда } F_{ср} = 0,5F_{сж}.$$

Для анизотропных материалов значение $\frac{\tau_{ср}}{\sigma_{сж}}$ может варьироваться в широких пределах и зависит от ряда случайных факторов, например таких, как природа их происхождения, ориентация в камере дробления по отношению к рабочим органам дробилки и др. (см. таблицу).

При прочих равных условиях расчетное напряжение, возникающее в дробимом куске хрупкого изотропного материала, при его разрушении в дробилке сжатия в два раза больше расчетного напряжения при дроблении в конусной дробилке с упорами. Следовательно, энергоэффективность конусной дробилки с упорами

Пределы прочности известняковых пород различных месторождений

Average value of ultimate strength of limestone rocks of different deposits

Месторождение	Предел прочности, МПа		$\frac{\tau_{ср}}{\sigma_{сж}}$
	$\sigma_{сж}$	$\tau_{ср}$	
Молдавия			
Фаурештское	3,70	1,31	0,35
Папауцкое	2,86	1,33	0,46
Бранештское	4,40	1,70	0,40
Яловенское	4,08	1,57	0,33
Криковское	3,52	1,17	0,33
Гриндештское	2,33	1,06	0,44
Мало-Милештское	7,82	1,78	0,24
Бычковское	3,50	1,54	0,44
Григориопольское	5,32	1,84	0,35
Пашканское	3,90	1,84	0,47
Гординештское	12,90	2,97	0,23
Кетрошинское	11,62	1,93	0,17
Среднее	5,49	1,67	0,35
Азербайджан			
Шувелинское	1,30	0,97	0,75
Алатавинское	3,32	1,83	0,55
Карадагское	4,80	2,10	0,44
Гюздское	5,90	2,57	0,44
Дуванинское	5,77	2,49	0,43
Среднее	4,22	1,99	0,52
Узбекистан			
Кара-Кушханское	6,70	2,07	0,31
Среднее по всем месторождениям	5,47	1,91	0,39

в сравнении с дробилками сжатия может достигать двух крат в зависимости от физико-механических свойств дробимого материала. Это позволит снизить себестоимость готовой продукции металлургического, горного и строительного производств.

Выводы

В процессе разрушения хрупких материалов в конусной дробилке с упорами в дробимых кусках создается сдвиговое напряженное состояние. Для этого контакт между дробимым куском и упорами дробилки должен быть линейным (точечным в плане). Разрушение дробимого куска хрупкого изотропного материала происходит вдоль плоскости, проходящей через точки контакта куска с упорами дробилки. При дроблении

хрупких анизотропных материалов направление разрушения дробимых кусков зависит от случайных факторов. Разрушение материала в конусной дробилке с упорами является процессом более энергоэффективным по сравнению с процессом разрушения в дробилках сжатия, что позволяет использовать двигатели меньшей мощности и снизить расходы на электроэнергию. Теоретически снижение силы, необходимой на разрушение хрупких материалов, достигает двух крат. Процесс разрушения куска за счет сдвиговых сил и постоянный размер разгрузочной щели конусной дробилки с упорами обеспечивает снижение переизмельчения, получение на выходе кусков более однородного фракционного состава, что приводит к повышению качества готового продукта и снижению его себестоимости для металлургического, горного и строительного производств.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Jeswiet J., Szekeres A. Energy consumption in mining comminution // *Procedia CIRP*. 2016. Vol. 48. P. 140–145. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.03.250>
2. Лагунова Ю.А. Энергетическая модель процесса дробления горных пород сжатием // *Известия УГГУ*. 1997. № 6. С. 100–104.
3. Каменная кладка из пильных известняков / С.В. Поляков, Ю.В. Измайлов, В.И. Коноводченко, Ф.М. Оруджев, Н.Д. Поляков. Кишинев, 1973. 345 с.
4. Atta K.T., Euzébio T., Ibarra H., Silva Moreira V., Johansson A. Extension, validation, and simulation of a cone crusher model // *IFAC-PapersOnLine*. 2019. Vol. 52. No. 14. P. 1–6. <https://doi.org/10.1016/j.ifacol.2019.09.154>
5. Terva J., Kuokkala V.-T., Valtonen K., Siitonen P. Effects of compression and sliding on the wear and energy consumption in mineral crushing // *Wear*. 2018. Vol. 398–399. P. 116–126. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.12.004>
6. Lee E., Evertsson C.M. A comparative study between cone crushers and theoretically optimal crushing sequences // *Minerals Engineering*. 2011. Vol. 24. No. 3–4. P. 188–194. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2010.07.013>
7. Gupta A., Yan D.S. *Mineral Processing Design and Operation. An Introduction*. Elsevier Science, 2006. 693 p.
8. Gröndahl A., Asbjörnsson G., Hulthén E., Evertsson M. Diagnostics of cone crusher feed segregation using power draw measurements // *Minerals Engineering*. 2018. Vol. 127. P. 15–21. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2018.07.008>
9. Korman T., Bedekovic G., Kujundzic T., Kuhinek D. Impact of physical and mechanical properties of rocks on energy consumption of jaw crusher // *Physicochemical Problems of Mineral Processing*. 2015. Vol. 51. No. 2. P. 461–475. <http://dx.doi.org/10.5277/ppmp150208>
10. Федотов К.В., Сенченко А.Е., Куликов Ю.В. Метод расчета удельной энергии само-/полусамоизмельчения на основе комбинации рабочих индексов Бонда // *ГИАБ*. 2014. № 11. С. 127–140.
11. Пат. 2430783 РФ. Способ дробления в валковой дробилке / Никитин А.Г., Сахаров Д.Ф., Прилукова Н.З.; опубл. 10.10.2011. Бюл. № 28.
12. Никитин А.Г., Епифанцев Ю.А., Медведева К.С., Герике П.Б. Силовой анализ процесса разрушения хрупких материалов в одновалковой дробильной машине с упором на валке // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 4. С. 303–307. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-303-307>
13. Пат. 2453370 РФ. Щековая дробилка / Никитин А.Г., Люленков В.И., Сахаров Д.Ф., Витушкин А.В.; опубл. 20.06.2012. Бюл. № 17.
1. Jeswiet J., Szekeres A. Energy consumption in mining comminution. *Procedia CIRP*. 2016, vol. 48, pp. 140–145. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.03.250>
2. Lagunova Yu.A. Energy model of rocks crushing by compression. *Izvestiya UGGU*. 1997, no. 6, pp. 100–104. (In Russ.).
3. Polyakov S.V., Izmailov Yu.V., Konovodchenko V.I., Orudzhev F.M., Polyakov N.D. *Masonry from Saw Limestones*. Chisinau, 1973, 345 p. (In Russ.).
4. Atta K.T., Euzébio T., Ibarra H., Silva Moreira V., Johansson A. Extension, validation, and simulation of a cone crusher model. *IFAC-PapersOnLine*. 2019, vol. 52, no. 14, pp. 1–6. <https://doi.org/10.1016/j.ifacol.2019.09.154>
5. Terva J., Kuokkala V.-T., Valtonen K., Siitonen P. Effects of compression and sliding on the wear and energy consumption in mineral crushing. *Wear*. 2018, vol. 398–399, pp. 116–126. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.12.004>
6. Lee E., Evertsson C.M. A comparative study between cone crushers and theoretically optimal crushing sequences. *Minerals Engineering*. 2011, vol. 24, no. 3–4, pp. 188–194. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2010.07.013>
7. Gupta A., Yan D.S. *Mineral Processing Design and Operation. An Introduction*. Elsevier Science, 2006, 693 p.
8. Gröndahl A., Asbjörnsson G., Hulthén E., Evertsson M. Diagnostics of cone crusher feed segregation using power draw measurements. *Minerals Engineering*. 2018, vol. 127, pp. 15–21. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2018.07.008>
9. Korman T., Bedekovic G., Kujundzic T., Kuhinek D. Impact of physical and mechanical properties of rocks on energy consumption of jaw crusher. *Physicochemical Problems of Mineral Processing*. 2015, vol. 51, no. 2, pp. 461–475. <http://dx.doi.org/10.5277/ppmp150208>
10. Fedotov K.V., Senchenko A.E., Kulikov Yu.V. Method of calculating specific energy of self-/semi-self-grinding based on a combination of Bond working indices. *GIAB*. 2014, no. 11, pp. 127–140. (In Russ.).
11. Nikitin A.G., Sakharov D.F., Prilukova N.Z. *Method of crushing in a roller crusher*. Patent RF no. 2430783. *Byulleten' izobretenii*. 2011, no. 28. (In Russ.).
12. Nikitin A.G., Epifantsev Yu.A., Medvedeva K.S., Gerike P.B. Power analysis of the process of brittle materials destruction in universal crushing machine with roll locker. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 4, pp. 303–307. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-303-307>
13. Nikitin A.G., Lyulenkov V.I., Sakharov D.F., Vitushkin A.V. *Jaw crusher*. Patent RF no. 2453370. *Byulleten' izobretenii*. 2012, no. 17. (In Russ.).

14. Evertsson C.M. Output prediction of cone crushers // *Minerals Engineering*. 1998. Vol. 11. No. 3. P. 215–231. [https://doi.org/10.1016/S0892-6875\(98\)00001-6](https://doi.org/10.1016/S0892-6875(98)00001-6)
15. Gaudie K. Performance of jaw crushers // *Engineering*. 1953. October. P. 485–486.
16. Whiten W.J. Simulation and model building for mineral processing. (PhD Thesis). University of Queensland (JKMRC). 1972. <https://doi.org/10.14264/uql.2015.62>
17. Li H., McDowell G., Lowndes I. Discrete element modelling of a rock cone crusher // *Powder Technology*. 2014. Vol. 263. P. 151–158. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2014.05.004>
18. Клущанцев Б.В. и др. Дробилки. Конструкция, расчет, особенности эксплуатации. М.: Машиностроение, 1990. 320 с.
19. Сахаров Д.Ф., Витушкин А.В. Силовой анализ процесса дробления в конусной дробильной машине // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018. Т. 61. № 12. С. 980–986. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-12-980-986>
20. Пат. 2526738 РФ. Роторное дробильное устройство / Люленков В.И., Никитин А.Г., Мочалов С.П., Матехина А.Н.; опубл. 27.08.2014. Бюл. № 24.
21. Родин Р.А. О работе, расходуемой на дробление горных пород // *Известия вузов. Горный журнал*. 1987. № 6. С. 84–89.
22. Степин П.А. Сопротивление материалов. М.: Интеграл-Пресс, 1997. 320 с.
14. Evertsson C.M. Output prediction of cone crushers. *Minerals Engineering*. 1998, vol. 11, no. 3, pp. 215–231. [https://doi.org/10.1016/S0892-6875\(98\)00001-6](https://doi.org/10.1016/S0892-6875(98)00001-6)
15. Gaudie K. Performance of jaw crushers. *Engineering*. 1953, October, pp. 485–486.
16. Whiten W.J. *Simulation and model building for mineral processing. (PhD Thesis)*. University of Queensland (JKMRC), 1972. <https://doi.org/10.14264/uql.2015.62>
17. Li H., McDowell G., Lowndes I. Discrete element modelling of a rock cone crusher. *Powder Technology*. 2014, vol. 263, pp. 151–158. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2014.05.004>
18. Klushantsev B.V., etc. *Crushers. Design, Calculation, Features of Operation*. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 320 p. (In Russ.).
19. Sakharov D.F., Vitushkin A.V. Power analysis of the crushing process in a cone crusher. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 12, pp. 980–986. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-12-980-986>
20. Lyulenkov V.I., Nikitin A.G., Mochalov S.P., Matekhina A.N. *Rotary Crushing Device*. Patent RF no. 2526738. *Byulleten' izobretenii*. 2014, no. 24. (In Russ.).
21. Rodin R.A. On the work spent on rocks crushing. *Izvestiya vuzov. Gornyi zhurnal*. 1987, no. 6, pp. 84–89. (In Russ.).
22. Stepin P.A. *Resistance of Materials*. Moscow: Integral-Press, 1997, 320 p. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Дмитрий Федорович Сахаров, к.т.н., старший научный сотрудник организационно-научного и редакционно-издательского отделения, Кузбасский институт ФСИН России

ORCID: 0000-0001-5691-0028

E-mail: sacharov_dima86@mail.ru

Александр Викторович Витушкин, к.т.н., старший преподаватель кафедры боевой и физической подготовки, Кузбасский институт ФСИН России

ORCID: 0000-0002-6297-1297

E-mail: mentisnoncorpus@gmail.com

Dmitrii F. Sakharov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Organizational, Scientific and Publishing Department, Kuzbass Institute of the Federal Penitentiary Service of Russia

ORCID: 0000-0001-5691-0028

E-mail: sacharov_dima86@mail.ru

Aleksandr V. Vitushkin, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair of Military and Physical Training, Kuzbass Institute of the Federal Penitentiary Service of Russia

ORCID: 0000-0002-6297-1297

E-mail: mentisnoncorpus@gmail.com

Поступила в редакцию 23.10.2020

После доработки 16.03.2021

Принята к публикации 02.04.2022

Received 23.10.2020

Revised 16.03.2021

Accepted 02.04.2022

**Оригинальная статья**

УДК 621.74.045

DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-740-747

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2418>

МОРФОЛОГИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

В. И. Одинокое, А. И. Евстигнеев, Э. А. Дмитриев,
Д. В. Чернышова, А. А. Евстигнеева

Комсомольский-на-Амуре государственный университет (Россия, 681013, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

Аннотация. На напряженное состояние (НС) многослойных оболочковых форм (ОФ) большое влияние оказывают ее морфологическое строение, его варианты и связи между контактирующими слоями. Целью настоящей работы является установление влияния скольжения без трения слоев относительно соседнего контактирующего слоя на НС многослойной оболочковой формы. Моделируется процесс определения напряженно-деформированного состояния (НДС) в оболочковой форме при заливке ее сталью, в которой имеется поверхность между слоями. В ней осуществляется полное скольжение одного слоя ОФ относительно примыкающего к нему соседнего слоя. Ставится задача найти геометрическое местоположение рассматриваемой поверхности по толщине ОФ из условия сформулированной целевой функции с соответствующей системой ограничений. Построение математической модели основывается на уравнениях линейной теории упругости, теплопроводности, решение которых осуществляется апробированным численным методом. В осесимметричной постановке рассматривается сложная трехкомпонентная система: жидкий металл, твердый металл, керамическая оболочковая форма. Твердый металл и оболочковая форма считаются изотропными. Трещиностойкость оболочковой формы оценивается по возникающим в ней напряжениям. На контакте с опорным наполнителем (ОН) возможен его отход от поверхности ОФ в процессе охлаждения жидкого металла. В этом случае решается контактная задача (переназначение граничных условий). Составлен алгоритм решения задачи. Результаты численного моделирования отображены графически в виде эпюр. Проведен подробный анализ полученных результатов. Показана несостоятельность изготовления такой многослойной формы. Результаты исследований могут быть полезны при расчетах других функциональных многослойных оболочковых систем.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям, оболочковая форма, напряженное состояние, моделирование, трещинообразование, контактирующие слои

Для цитирования: Одинокое В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Морфологическое строение оболочковой формы по выплавляемым моделям // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 10. С. 740–747.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-740-747>

Original article

MORPHOLOGICAL STRUCTURE OF SHELL MOULD IN INVESTMENT CASTING

V. I. Odinkov, A. I. Evstigneev, E. A. Dmitriev,
D. V. Chernyshova, A. A. Evstigneeva

Komsomolsk-on-Amur State University (27 Lenina Ave., Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory 681013, Russian Federation)

Abstract. The stress state (SS) of multilayer shell mould (SM) is significantly influenced by its morphological structure, its variants, and the connections between the contacting layers. The purpose of this work is to establish the effect of sliding without friction of one of the layers of SS relative to the neighboring contacting layer on SS of the multilayer SM. The process of determining the stress-strain state (SSS) in the SM is modeled when it is filled with steel, in which there is a surface between the layers, where one layer of the SM is completely sliding relative to the adjacent neighboring layer. The task is to find the geometric location of a given surface by thickness of SM from the condition of the formulated objective function with the corresponding system of constraints. The construction of the mathematical model is based on equations of the linear theory of elasticity, the equations of thermal conductivity, solution of which is carried out by a proven numerical method. In the axisymmetric formulation, a complex three-component system is considered: liquid metal, solid metal, ceramic SM. Solid metal and SM are considered to be isotropic. Crack resistance of the SM is estimated by the stresses arising in it. On contact with the support filler (SF), it is possible to move the SM surface from the SF during the liquid metal cooling. In this case, the contact problem is solved – reassignment of the boundary conditions. An algorithm for solving the problem is compiled. The results

of numerical modeling are displayed graphically in the form of plots. A detailed analysis of the obtained results was carried out. The inconsistency of manufacturing such a multilayer mould is shown. The results of the research can be useful in calculations of other functional multilayer shell systems.

Keywords: investment casting, shell mould, stress state, modeling, cracking, contacting layers

For citation: Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Morphological structure of shell mould in investment casting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 10, pp. 740–747. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-740-747>

ВВЕДЕНИЕ

В работах [1–3] детально исследовали оболочковую форму (ОФ), состоящую из нескольких слоев, пограничные поверхности которых могут скользить друг относительно друга при ее заливке жидким металлом. Проведенный теоретический анализ показал, что отсутствие трения между слоями ведет к ее разрушению, а наличие небольшого трения положительно влияет на ее трещиностойкость. При этом очень сложно выполнить многослойную ОФ с заданным трением между слоями.

В настоящей работе, по аналогии с работой [4], приводится теоретическое исследование стойкости оболочковой формы при ее заливке сталью, когда какой-то из слоев скользит без трения относительно соседнего слоя. Имеется положительный эффект (увеличение стойкости ОФ к разрушению), если внутри ОФ есть поверхность, по которой трение, препятствующее перемещению одной части формы относительно другой, равно нулю.

Проведены теоретические и экспериментальные исследования напряженно-деформированного состояния оболочечных конструкций с различными структурами [5–10] и из разных функциональных материалов [9–13], условий нагружения [8, 14–18] и форм оболочек [19–22].

В работе [3] предложена технология изготовления многослойной оболочковой формы со слоистой структурой, в которой внутренние слои могут скользить друг относительно друга без трения. Другой подход – скольжение слоев друг относительно друга с наличием трения.

Постановка задачи будет соответствовать постановке, представленной в работе [1]. Именно этот вопрос рассматривается в настоящей работе.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Рассматривается осесимметричное тело вращения (рис. 1, а, где *I* – жидкий металл; *II* – затвердевший металл; *III* – многослойная оболочковая форма; *T* – толщина оболочковой формы; *H* – высота цилиндрической части стояка; *R*₁ – радиус сферической части стояка; *P*₁ – гидростатическое давление жидкого металла), внутри которого имеется поверхность $x_1 = x_1^*$, где касательные напряжения $\sigma_{12}|_{x_1^*} = 0$. Требуется найти местоположение рассматриваемой поверхности, то есть ко-

ординату x_1^* , при которой нормальные растягивающие напряжения, возникающие при заливке стали ОФ, были бы минимальными. Как показано в работах [1, 2], такими напряжениями являются σ_{22} .

Целевая функция *F* будет иметь следующий вид:

$$F = \min_{\sigma_{22}(x_1^*)} \max_{\sigma_{22}(\tau, Q)} \sigma_{22}(\tau, Q) \quad \text{при } 0 < x_1^* < T; \quad 0 < \tau < 50 \text{ с}, \quad (1)$$

где *Q* – исследуемая область; τ – время охлаждения; *T* – толщина ОФ.

Целевая функция (1) связана непосредственно с решением уравнений теории упругости и теплопроводности по области *Q* при наличии начальных и граничных условий.

Рассмотрим осесимметричное тело вращения. На рис. 1, а представлена расчетная схема в меридиальном сечении с учетом осевой симметрии, трехкомпонентная система (рис. 1, б). Деформируемый материал (затвердевший металл, форма) считается изотропным. Используя теорию малых упругопластических деформаций, уравнение теплопроводности и эйлерову систему координат, запишем для каждой области систему уравнений:

– для области *I*:

$$\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = \sigma = -P_1; \quad P_1 = \gamma h; \quad \dot{\theta} = \bar{\alpha}_1 \Delta \theta; \quad (2)$$

– для областей *II*, *III*:

$$\begin{aligned} \sigma_{ij,j} = 0; \quad \sigma_{ij} - \sigma \delta_{ij} &= G_p' \varepsilon_{ij}^*; \quad \varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3} \varepsilon \delta_{ij}; \\ \varepsilon &= \varepsilon_{ii}; \quad \varepsilon_{ii} = 3k_p \sigma + 3\alpha_p (\theta_n - \theta_p^*); \\ \varepsilon_{ij} &= 0,5 (U_{i,j} + U_{j,i}); \\ \dot{\theta} &= \bar{\alpha}_2 \Delta \theta; \quad p = 2, 3, \end{aligned} \quad (3)$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; U_i – перемещения; ε_{ij} – компоненты тензора упругих деформаций; σ – гидростатическое напряжение; G_p' – модуль сдвига закристаллизовавшегося металла ($p = 2$) и оболочковой формы в слое t ($p = 3$); δ_{ij} – символ Кронекера; k_p – коэффициент объемного сжатия; α_p – коэффициент линейного расширения в области $p = 2, 3$; $\bar{\alpha}_p$ – температуропроводность в области $p = 1, 2, 3$; γ – плотность

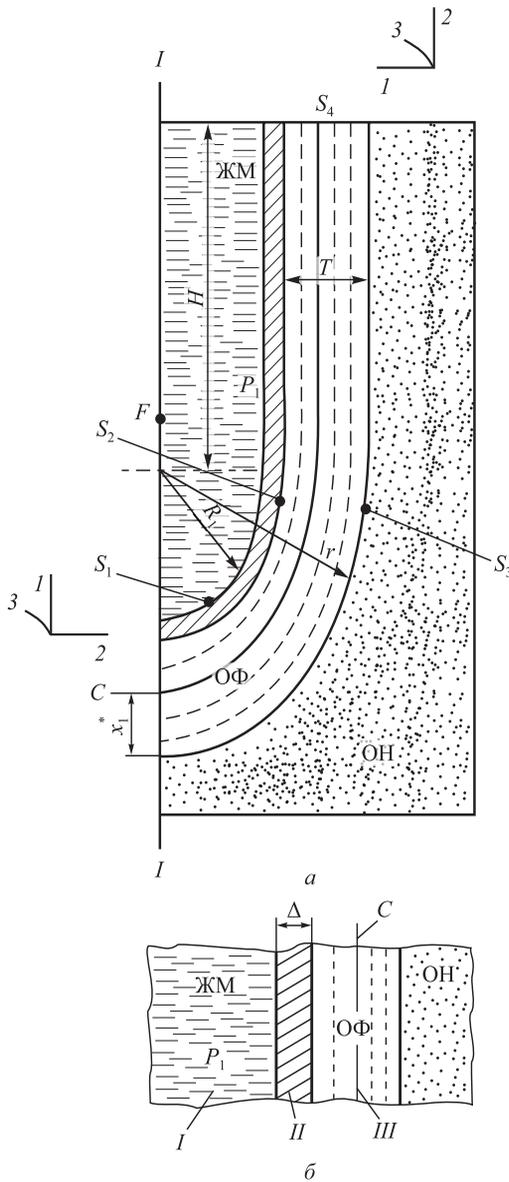


Рис. 1. Расчетная схема системы жидкий металл (ЖМ) – твердый металл (ТМ) – оболочковая форма (ОФ) – опорный наполнитель (ОН) с указанием поверхностей к граничным условиям задачи: а – меридианное сечение; б – схема моделирования областей системы ЖМ – ТМ – ОФ – ОН; S_1 – поверхность контакта жидкого и затвердевшего металла; S_2 – внутренняя поверхность контакта затвердевшего металла и оболочковой формы; S_3 – внешняя поверхность оболочковой формы; S_4 – свободная поверхность торца литниковой чаши оболочковой формы; $I-I$ – ось симметрии; $I-3$ – оси координат; T – толщина оболочковой формы; H – высота цилиндрической части стояка оболочковой формы; R_1 – радиус сферической части стояка (зумпфа); r – расстояние от оси симметрии до внешней поверхности ОФ

Fig. 1. Design scheme of the system liquid metal (LM) – solid metal – shell mold (SM) – support filler (SF) indicating the surfaces to the problem boundary conditions: а – meridian cross-section; б – modeling scheme of the areas of the LM – SM – solid metal – SF system; S_1 – contact surface of liquid and solidified metal; S_2 – inner surface of the contact of the solidified metal and SM; S_3 – SM outer surface; S_4 – free surface of the end face of SM gating bowl; $I-I$ – axis of symmetry; $I-3$ – coordinate axes; T – SM thickness; H – height of cylindrical part of the shell-shaped riser; R_1 – radius of spherical part of the riser (well); r – distance from the axis of symmetry to SM outer surface

разливаемого металла; θ_n – текущая температура; θ_p^* – начальная температура в области p .

В системе уравнений (3) используется суммирование по повторяющимся индексам.

Примем, что внутренняя поверхность $x_1 = x_1^*$ не влияет на тепловое поле внутри ОФ. В процессе охлаждения металл кристаллизуется. Величина закристаллизовавшейся корочки Δ_n на временном шаге $\Delta\tau_n$ определяется из уравнения межфазового перехода [4]:

$$\Delta_n = C\sqrt{\tau}; C = \sqrt{\frac{2\Delta\theta_1\lambda_1}{\rho L}}; \quad (4)$$

здесь $\Delta\theta_1$ – перепад температур в твердой фазе вблизи фронта кристаллизации; L – скрытая теплота плавления; ρ – плотность; λ_1 – коэффициент теплопроводности в твердой фазе.

Начальные условия задачи: $\Delta|_{\tau=0} = 0$ – отсутствие твердой фазы металла (D – толщина затвердевшего металла); $\theta_I|_{\tau=0} = \theta_0$ – температура разливаемого жидкого металла; $\theta_{III}|_{\tau=0} = \theta_3^*$.

Граничные условия задачи (рис. 1, а):
– на оси симметрии $U_2 = 0$; $\sigma_{21} = 0$; $q_n = 0$;
– на поверхности S_i ($i = 2 \div 4$)

$$\begin{aligned} \sigma_{11}|_{S_1} &= -P_1; \quad \sigma_{12}|_{S_1} = 0; \quad \sigma_{21}|_{S_4} = 0; \quad \sigma_{22}|_{S_4} = 0; \\ \sigma_{12}|_{S_3} &= -\psi\tau_s \frac{U_{\text{ск}}}{U^*} \cos(n, x_1); \\ \theta_F &= \theta_0; \quad \theta|_{S_3} = 20 \text{ }^\circ\text{C}; \end{aligned} \quad (5)$$

– на границе поверхности $x_1 = x_1^*$

$$\sigma_{12}|_{x_1=x_1^*} = 0,$$

где ψ^* – коэффициент трения на поверхности контакта между ОФ и ОН; $U_{\text{ск}}$ – скольжение ОФ относительно опорного наполнителя (ОН) вдоль координаты x_2 ; U^* – нормирующая величина.

При этом решается контактная задача: на поверхности S_3 (рис. 1, а) примем условие

$$\begin{aligned} \text{если } \sigma_{11}|_{S_3^k} > 0 &\Rightarrow \sigma_{11}|_{S_3^k} = 0; \\ \text{если } U_{11}|_{S_3^k} < 0 &\Rightarrow U_{11}|_{S_3^k} = 0; \end{aligned} \quad (6)$$

где k – номер грани элемента на контактной поверхности.

Решение уравнений (2), (3) при начальных и граничных условиях осуществлялось численным методом [23], по численным схемам и программам [24].

Процесс оптимизации целевой функции (1) осуществляется по следующему алгоритму.

АЛГОРИТМ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ

1. Исследуемая область разбивается ортогональными семействами поверхностей на конечное число ортогональных элементов.

2. Вычисляются длины дуг элементов в соответствии с методикой, описанной в работе [23].

3. Время охлаждения ОФ τ^* разбивается на конечное число шагов $\tau^* = \sum \Delta\tau_n$.

4. Задается число n^* возможных вариантов нахождения поверхности $x_1 = (x_1^*)_k$ в толщине ОФ ($k = 1$). Это число коррелируется с разбивкой ОФ на элементы по толщине T .

5. Задаются начальные условия задачи и граничные условия по элементам, образующим рассматриваемую область.

6. Определяется поле температур на временном шаге $\Delta\tau_n$ численным решением уравнения теплопроводности по методике и алгоритму [23] при наличии начальных и граничных условий на рассматриваемом временном шаге.

7. Если температуры в области I (рис. 1, *a*) у поверхности $S_2 \theta|_{S_2} \leq \theta_k$ (где θ_k – температура кристаллизации стали), то вычисляется толщина закристаллизовавшейся корочки Δ_n по формуле (4).

8. При найденном поле температур численно решается система уравнений (2), (3) с учетом разностных

аналогов и методики [3], а также начальных и граничных условий (5).

9. Определяется поле напряжений σ_{ij} ($ij = 1, 2, 3$) и перемещений U_i ($i = 1, 2$) в соответствии с указанными выше методами. Отыскивается и запоминается максимальное напряжение σ_{22} ($\max \sigma_{22} = \sigma_{22}^*$).

10. Проводится оценка выполнения условий (6): если условия (6) по поверхности S_3 не выполняются, то следует переназначение граничных условий и выполняется переход к пункту 9; если нет изменений граничных условий – следует операция 11.

11. Проводится шаг по времени и выполняется операция 6, если $(\sigma_{22}^*)_n > (\sigma_{22}^*)_{n-1}$, или операция 12, если $(\sigma_{22}^*)_n < (\sigma_{22}^*)_{n-1}$.

12. Принимается $k = k + 1$. Если $k \leq n^*$ – выполняется операция 6, если $k > n^*$ – операция 13.

13. Выбирается решение с параметром $k = k_1$, $(x_1)_{k_1} = (x_1^*)_{k_1}$, соответствующее наименьшему значению целевой функции (1).

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ

Геометрические параметры: $T = 10$ мм; $H = 40$ мм; $R_1 = 20$ мм. Временные интервалы $\Delta\tau_n$, с: 0,01; 0,02; 0,03; 0,04; 0,05; 0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5; 2; 5; 10; 8; 3; 3; 5; 10; 15; 20.

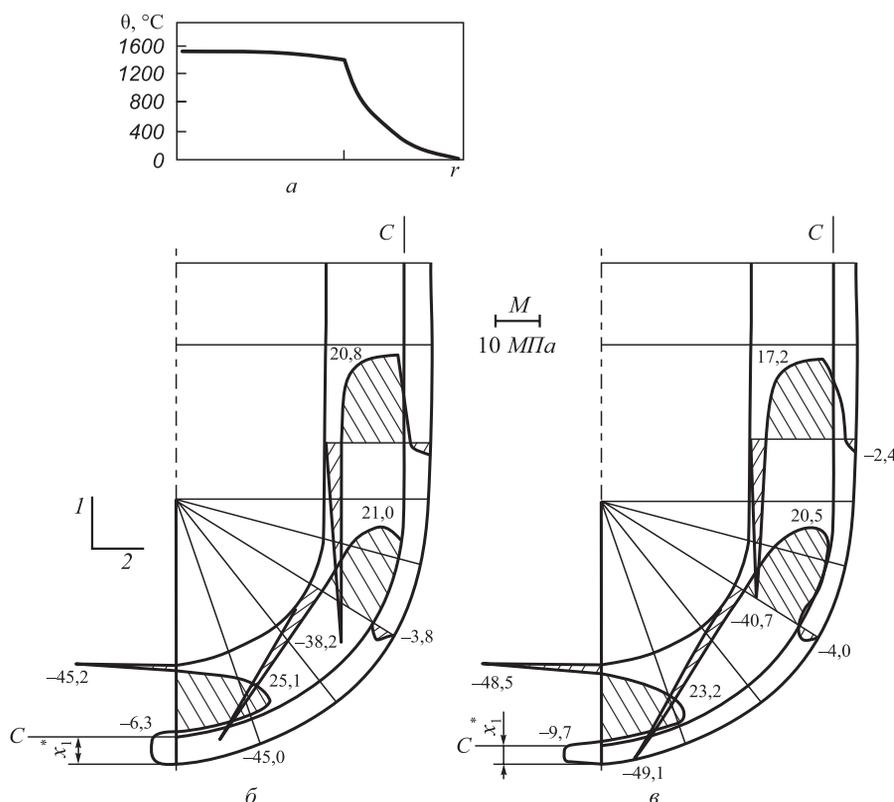


Рис. 2. Изменение температуры (а) и поля напряжений σ_{22} (б, в) при $n_k = 2$, $\tau = 18,3$ с

Fig. 2. Change in temperature (a) and voltage field σ_{22} (б, в) at $n_k = 2$, $\tau = 18,3$ s

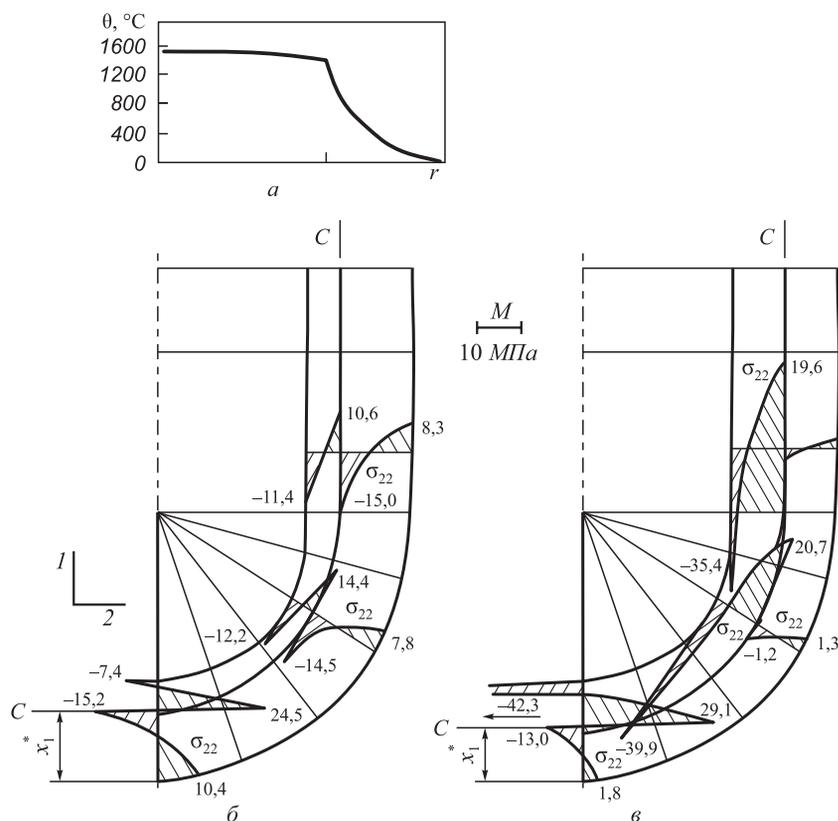


Рис. 3. Изменение температуры (а) и поля напряжений σ_{22} (б, в) при $n_k = 4$, $\tau = 18,3$ с

Fig. 3. Change in temperature (a) and voltage field σ_{22} (б, в) at $n_k = 4$, $\tau = 18,3$ s

Разбиение области: $N_1 N_2 = 10 \cdot 30$; $n_k^* = 5$.

Приняты следующие физические параметры разливаемой стали при $\theta \geq 1000$ °C ($\theta_m = 1500$ °C):

$$G = 1000 \text{ кг/мм}^2; \alpha = 12 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1};$$

$$\lambda = 0,0298 \text{ Вт/(мм} \cdot \text{°C)};$$

$$L = 270 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг (скрытая теплота плавления)}; \quad (7)$$

$$C = 444 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{°C)}; \gamma = 7,8 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3;$$

$$\theta_k = 1450 \text{ °C}.$$

Физические свойства формы:

$$G = 2960 \text{ кг/мм}^2; \alpha = 0,51 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1};$$

$$\lambda = 0,000812 \text{ Вт/(мм} \cdot \text{°C)}; C = 840 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{°C)}; \quad (8)$$

$$\gamma = 2,0 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3.$$

Решение целевой функции

$$F = 23,2 \text{ МПа}; n_k = 1 \text{ (поверхность C)};$$

$$\tau = 18,3 \text{ с}. \quad (9)$$

Эпюры σ_{22} по найденному решению (9) приведены на рис. 2, в. Для более глубокого осмысления харак-

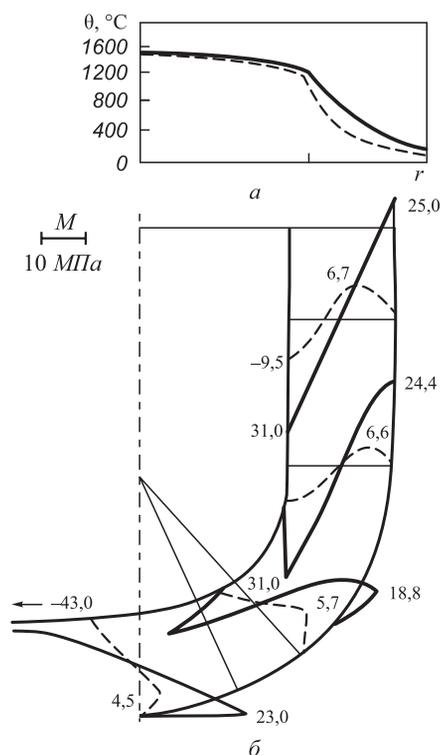


Рис. 4. Распределение температуры (а) и эпюры напряжений σ_{22} (б) в ОФ и жидком металле через 18 с после заливки металла

Fig. 4. Temperature distribution (a) and stress diagrams σ_{22} (б) in SM and liquid metal 18 s after metal pouring

тера эпюры σ_{22} приводятся по сечению ОФ при $n_k = 2$ (рис. 2, б), $n_k = 3$ (рис. 3, в), $n_k = 4$ (рис. 3, б). Прослеживается четкая картина. Поверхностью C оболочковая форма разделяется на две части. Каждая часть ОФ имеет слои более теплые (горячие) и менее теплые. Горячие слои, расширяясь, испытывают сжимающие напряжения σ_{22} , холодные, препятствующие расширению горячих слоев, испытывают растягивающие напряжения σ_{22} . Наименьший градиент температур будет при $n_k = 1$. Это и есть результат (9). На поверхности C наблюдаем скачок напряжения σ_{22} по координате x_1 . Полученное морфологическое строение ОФ значительно уступает по трещиностойкости морфологической ОФ, полученной в работе [4], где второй слой со стороны наружной поверхности многослойной ОФ изготовлен из кварцевого песка с низким коэффициентом линейного расширения. При составлении программ использовался программный комплекс «Одиссей» [24].

На рис. 4 приведены распределение температуры (а) и эпюры напряжений σ_{22} (б) (штриховые линии) через 18 с после заливки. Для сравнения сплошными линиями показаны эпюры σ_{22} ОФ, имеющей физические свойства (8) по всем слоям.

Из результатов проведенных теоретических исследований следует, что изготовление ОФ с морфологическим строением, предложенным в патенте [3], нецелесообразно.

Выводы

Отсутствие трения между внутренними слоями оболочковой формы ведет к образованию в ней сквозных трещин и гарантированному ее разрушению в процессе охлаждения стальной отливки. С увеличением трения между внутренними слоями оболочковая форма более устойчива к трещинообразованию.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Одиноков В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Влияние внутреннего фактора на трещиностойкость оболочковой формы по выплавляемым моделям // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 137–144. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-137-144>
2. Одиноков В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Влияние опорного наполнителя и структуры оболочковой формы на ее трещиностойкость // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 285–293. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-285-293>
3. Репях С.И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. Днепропетровск: Лира, 2006. 1056 с.
4. Одиноков В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И., Свиридов А.В., Иванкова Е.П. Моделирование и оптимизация выбора свойств материалов и морфологического строения структуры оболочковых форм по выплавляемым моделям // Известия вузов. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 9. С. 742–754. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-9-742-754>
5. Kulikov G.M. Influence of anisotropy on the stress state of multilayer reinforced shells // Soviet Applied Mechanics. 1987. Vol. 22. No. 12. P. 1166–1170. <https://doi.org/10.1007/BF01375815>
6. Zveryaev E.M., Berlinov M.V., Berlinova M.N. The integral method of definition of basic tension condition anisotropic shell // International Journal of Applied Engineering Research. 2016. Vol. 11. No. 8. P. 5811–5816.
7. Maximyuk V.A., Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S. Stress state of flexible composite shells with reinforced holes // International Applied Mechanics. 2014. Vol. 50. No. 5. P. 558–565. <https://doi.org/10.1007/s10778-014-0654-6>
8. Vetrov O.S., Shevchenko V.P. Study of the stress-strain state of orthotropic shells under the action of dynamical impulse loads // Journal of Mathematical Sciences. 2012. Vol. 183. No. 2. P. 231–240. <https://doi.org/10.1007/s10958-012-0809-0>
9. Vasilenko A.T., Urusova G.P. The stress state of anisotropic conic shells with thickness varying in two directions // International Applied Mechanics. 2000. Vol. 35. No. 5. P. 631–638. <https://doi.org/10.1007/BF02682077>
10. Tovstik P.E., Tovstik T.P. Two-dimensional linear model of elastic shell accounting for general anisotropy of material // Acta Mechanica. 2014. Vol. 225. No. 3. P. 647–661. <https://doi.org/10.1007/s00707-013-0986-z>
1. Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Influence of internal factor on crack resistance of shell mold by investment models. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 137–144. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-137-144>
2. Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Influence of support filler and structure of shell mold on its crack resistance. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 285–293. (In Russ.) <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-285-293>
3. Repyakh S.I. *Technological Basics of Casting by Investment Models*. Dnepropetrovsk: Lira, 2006, 1056 p. (In Russ.).
4. Odinokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I., Sviridov A.V., Ivankova E.P. Choice of materials properties and structure of shell molds by investment models. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 9, pp. 742–754. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-9-742-754>
5. Kulikov G.M. Influence of anisotropy on the stress state of multilayer reinforced shells. *Soviet Applied Mechanics*. 1987, vol. 22, no. 12, pp. 1166–1170. <https://doi.org/10.1007/BF01375815>
6. Zveryaev E.M., Berlinov M.V., Berlinova M.N. The integral method of definition of basic tension condition anisotropic shell. *International Journal of Applied Engineering Research*. 2016, vol. 11, no. 8, pp. 5811–5816.
7. Maximyuk V.A., Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S. Stress state of flexible composite shells with reinforced holes. *International Applied Mechanics*. 2014, vol. 50, no. 5, pp. 558–565. <https://doi.org/10.1007/s10778-014-0654-6>
8. Vetrov O.S., Shevchenko V.P. Study of the stress-strain state of orthotropic shells under the action of dynamical impulse loads. *Journal of Mathematical Sciences*. 2012, vol. 183, no. 2, pp. 231–240. <https://doi.org/10.1007/s10958-012-0809-0>
9. Vasilenko A.T., Urusova G.P. The stress state of anisotropic conic shells with thickness varying in two directions. *International Applied Mechanics*. 2000, vol. 35, no. 5, pp. 631–638. <https://doi.org/10.1007/BF02682077>
10. Tovstik P.E., Tovstik T.P. Two-dimensional linear model of elastic shell accounting for general anisotropy of material. *Acta Mechanica*. 2014, vol. 225, no. 3, pp. 647–661. <https://doi.org/10.1007/s00707-013-0986-z>

11. Grigorenko Ya.M., Vasilenko A.T., Pankratova N.D. Stress state and deformability of composite shells in the three-dimensional statement // *Mechanics of Composite Materials*. 1985. Vol. 20. No. 4. P. 468–474. <https://doi.org/10.1007/BF00609648>
12. Vasilenko A.T., Sudavtsova G.K. The stress state of stiffened shallow orthotropic shells // *International Applied Mechanics*. 2001. Vol. 37. No. 2. P. 251–262. <https://doi.org/10.1023/A:1011393724113>
13. Nemish Yu.N., Zirka A.I., Chernopiskii D.I. Theoretical and experimental investigations of the stress-strain state of nonthin cylindrical shells with rectangular holes // *International Applied Mechanics*. 2000. Vol. 36. No. 12. P. 1620–1625.
14. Rogacheva N.N. The effect of surface stresses on the stress-strain state of shells // *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*. 2016. Vol. 80. No. 2. P. 173–181. <https://doi.org/10.1016/j.jappmathmech.2016.06.011>
15. Banichuk N.V., Ivanova S.Yu., Makeev E.V. On the stress state of shells penetrating into a deformable solid // *Mechanics of Solids*. 2015. Vol. 50. No. 6. P. 698–703. <https://doi.org/10.3103/S0025654415060102>
16. Krasovsky V.L., Lykhachova O.V., Bessmertnyi Ya.O. Deformation and stability of thin-walled shallow shells in the case of periodically non-uniform stress-strain state. In: *Proceedings of the 11th Int. Conf. "Shell Structures: Theory and Applications"*. 2018. Vol. 4. P. 251–254. <https://doi.org/10.1201/9781315166605-55>
17. Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S., Kharenko S.B. Elastoplastic deformation of conical shells with two circular holes // *International Applied Mechanics*. 2012. Vol. 48. No. 3. P. 343–348. <https://doi.org/10.1007/s10778-012-0525-y>
18. Ivanov V.N., Imomnazarov T.S., Farhan I.T.F., Tiekolo D. Analysis of stress-strain state of multi-wave shell on parabolic trapezoidal plan // *Advanced Structured Materials*. 2020. Vol. 113. P. 257–262. https://doi.org/10.1007/978-3-030-20801-1_19
19. Gerasimenko P.V., Khodakovskiy V.A. Numerical algorithm for investigating the stress-strain state of cylindrical shells of railway tanks // *Vestnik of the St. Petersburg University. Mathematics*. 2019. Vol. 52. No. 2. P. 207–213. <https://doi.org/10.1134/S1063454119020067>
20. Meish V.F., Maiborodina N.V. Stress state of discretely stiffened ellipsoidal shells under a nonstationary normal load // *International Applied Mechanics*. 2018. Vol. 54. No. 6. P. 675–686. <https://doi.org/10.1007/s10778-018-0922-y>
21. Marchuk A.V., Gnidash S.V. Analysis of the effect of local loads on thick-walled cylindrical shells with different boundary conditions // *International Applied Mechanics*. 2016. Vol. 52. No. 4. P. 368–377. <https://doi.org/10.1007/s10778-016-0761-7>
22. Grigorenko Ya.M., Grigorenko A.Ya., Zakhariichenko L.I. Analysis of influence of the geometrical parameters of elliptic cylindrical shells with variable thickness on their stress-strain state // *International Applied Mechanics*. 2018. Vol. 54. No. 2. P. 155–162. <https://doi.org/10.1007/s10778-018-0867-1>
23. Математическое моделирование сложных технологических процессов / В.И. Одинокое, Б.Г. Каплунев, А.В. Песков, А.В. Баков. М.: Наука, 2008, 176 с.
24. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2012661389. ОДИССЕЙ // Одинокое В.И., Прокудин А.Н., Сергеева А.М., Севастьянов Г.М. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 13.12.2012.
11. Grigorenko Ya.M., Vasilenko A.T., Pankratova N.D. Stress state and deformability of composite shells in the three-dimensional statement. *Mechanics of Composite Materials*. 1985, vol. 20, no. 4, pp. 468–474. <https://doi.org/10.1007/BF00609648>
12. Vasilenko A.T., Sudavtsova G.K. The stress state of stiffened shallow ortho-tropic shells. *International Applied Mechanics*. 2001, vol. 37, no. 2, pp. 251–262. <https://doi.org/10.1023/A:1011393724113>
13. Nemish Yu.N., Zirka A.I., Chernopiskii D.I. Theoretical and experimental investigations of the stress-strain state of nonthin cylindrical shells with rectangular holes. *International Applied Mechanics*. 2000, vol. 36, no. 12, pp. 1620–1625.
14. Rogacheva N.N. The effect of surface stresses on the stress-strain state of shells. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*. 2016, vol. 80, no. 2, pp. 173–181. <https://doi.org/10.1016/j.jappmathmech.2016.06.011>
15. Banichuk N.V., Ivanova S.Yu., Makeev E.V. On the stress state of shells penetrating into a deformable solid. *Mechanics of Solids*. 2015, vol. 50, no. 6, pp. 698–703. <https://doi.org/10.3103/S0025654415060102>
16. Krasovsky V.L., Lykhachova O.V., Bessmertnyi Ya.O. Deformation and stability of thin-walled shallow shells in the case of periodically non-uniform stress-strain state. In: *Proceedings of the 11th Int. Conf. "Shell Structures: Theory and Applications"*. 2018, vol. 4, pp. 251–254. <https://doi.org/10.1201/9781315166605-55>
17. Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S., Kharenko S.B. Elastoplastic deformation of conical shells with two circular holes. *International Applied Mechanics*. 2012, vol. 48, no. 3, pp. 343–348. <https://doi.org/10.1007/s10778-012-0525-y>
18. Ivanov V.N., Imomnazarov T.S., Farhan I.T.F., Tiekolo D. Analysis of stress-strain state of multi-wave shell on parabolic trapezoidal plan. *Advanced Structured Materials*. 2020, vol. 113, pp. 257–262. https://doi.org/10.1007/978-3-030-20801-1_19
19. Gerasimenko P.V., Khodakovskiy V.A. Numerical algorithm for investigating the stress-strain state of cylindrical shells of railway tanks. *Vestnik of the St. Petersburg University. Mathematics*. 2019, vol. 52, no. 2, pp. 207–213. <https://doi.org/10.1134/S1063454119020067>
20. Meish V.F., Maiborodina N.V. Stress state of discretely stiffened ellipsoidal shells under a nonstationary normal load. *International Applied Mechanics*. 2018, vol. 54, no. 6, pp. 675–686. <https://doi.org/10.1007/s10778-018-0922-y>
21. Marchuk A.V., Gnidash S.V. Analysis of the effect of local loads on thick-walled cylindrical shells with different boundary conditions. *International Applied Mechanics*. 2016, vol. 52, no. 4, pp. 368–377. <https://doi.org/10.1007/s10778-016-0761-7>
22. Grigorenko Ya.M., Grigorenko A.Ya., Zakhariichenko L.I. Analysis of influence of the geometrical parameters of elliptic cylindrical shells with variable thickness on their stress-strain state. *International Applied Mechanics*. 2018, vol. 54, no. 2, pp. 155–162. <https://doi.org/10.1007/s10778-018-0867-1>
23. Odinokov V.I., Kaplunov B.G., Peskov A.V., Bakov A.V. *Mathematic Modeling of Complex Technological Processes*. Moscow: Nauka, 2008, 176 p. (In Russ.).
24. Odinokov V.I., Prokudin A.N., Sergeeva A.M., Sevast'yanov G.M. *Certificate of state registration of the computer program no. 2012661389. ODYSSEI*. Registered in the Computer Software Registry 13.12.2012. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Валерий Иванович Одинокое, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: 79122718858@yandex.ru

Valerii I. Odinokov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: 79122718858@yandex.ru

Алексей Иванович Евстигнеев, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0002-9594-4068
E-mail: diss@knastu.ru

Эдуард Анатольевич Дмитриев, д.т.н., доцент, ректор, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Дарья Витальевна Чернышова, аспирант кафедры «Авиационное», Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-5142-2455
E-mail: daracernysova744@gmail.com

Анна Алексеевна Евстигнеева, студент кафедры «Прикладная математика», Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0667-2468
E-mail: annka.ewstic@mail.ru

Aleksei I. Evstigneev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0002-9594-4068
E-mail: diss@knastu.ru

Eduard A. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Rector, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Dar'ya V. Chernyshova, Postgraduate of the Chair of Aircraft Engineering, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-5142-2455
E-mail: daracernysova744@gmail.com

Anna A. Evstigneeva, Student of the Chair "Applied Mathematics", Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0667-2468
E-mail: annka.ewstic@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

В. И. Одиноков – научное руководство, анализ результатов исследований, редактирование и корректировка финальной версии статьи.

А. И. Евстигнеев – формирование концепции статьи, определение цели и задачи исследования, анализ результатов исследований, подготовка текста.

Э. А. Дмитриев – проведение расчетов, их анализ, подготовка и корректировка текста.

Д. В. Чернышова – проведение расчетов, отработка библиографического списка, обработка графического материала.

А. А. Евстигнеева – проведение расчетов, подготовка и оформление текстового и графического материала.

V. I. Odinokov – scientific guidance, analysis of the research results, editing and correction of the article final version.

A. I. Evstigneev – formation of the main concept, the purpose and objectives of the study, analysis of the research results, preparation of the text.

E. A. Dmitriev – calculations, their analysis, preparation and correction of the text.

D. V. Chernyshova – calculations, preparation of the references, graphic material processing.

A. A. Evstigneeva – calculations, preparation and design of the text and graphic material.

Поступила в редакцию 10.06.2021
 После доработки 20.09.2021
 Принята к публикации 01.10.2021

Received 10.06.2021
 Revised 20.09.2021
 Accepted 01.10.2021



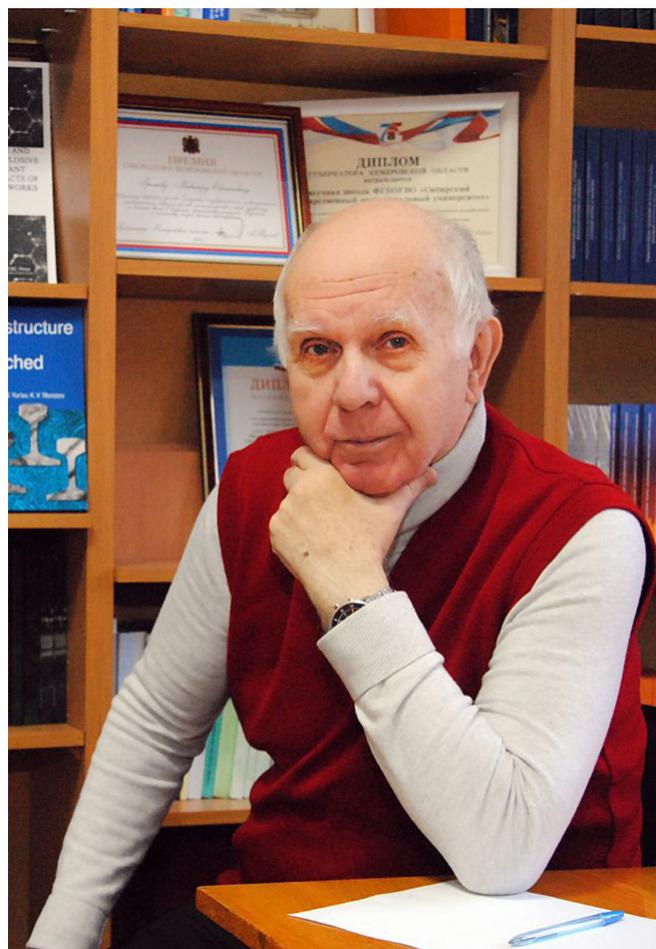
ВИКТОРУ ЕВГЕНЬЕВИЧУ ГРОМОВУ – 75 ЛЕТ

26 ноября 2022 года исполняется 75 лет члену редакционной коллегии журнала Виктору Евгеньевичу Громову – известному в России и за рубежом металлофизику, Заслуженному деятелю науки РФ, Почетному металлургу РФ, члену Межгосударственного совета по физике прочности и пластичности материалов, члену Научного Совета РАН по физике конденсированных сред, доктору физико-математических наук, профессору, заведующему кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля Сибирского государственного индустриального университета. Виктор Евгеньевич Громов зарегистрирован в Федеральном реестре экспертов в научно-технической сфере Министерства науки и высшего образования и РАН, он – член редколлегии пяти журналов из списка ВАК.

Виктор Евгеньевич – высококвалифицированный специалист и по праву занимает ведущее место среди ученых России в области материаловедения, физики прочности и пластичности сталей и сплавов. На протяжении долгой научной деятельности его учителями и соратниками являлись и являются известные российские ученые-металлофизики и материаловеды В.Е. Панин, Л.Б. Зуев, Э.В. Козлов, А.М. Глезер, Ю.Ф. Иванов, М.Д. Старостенков.

Экспериментальные и теоретические исследования в области физики прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий (электрических полей и токов, плазменных и электронных пучков), выполненные за 45 лет В.Е. Громовым и его учениками, получили широкую известность и признание в научных кругах и привели к созданию нового научного направления. Результаты исследований нашли применение как в академических, отраслевых и учебных институтах при изучении природы формоизменения металлов и сплавов, так и на ряде предприятий металлургической промышленности и машиностроения при разработке соответствующих электротехнологий. Они внедрены со значительным экономическим эффектом на предприятиях Кузбасса.

За цикл работ по внедрению безкислотной технологии удаления окалина при производстве проволоки из малоуглеродистых и низколегированных сталей на предприятиях металлургической отрасли В.Е. Громов удостоен премии Правительства РФ в области науки и техники. В 2013 г. он стал лауреатом премии РАН



имени академика И.П. Бардина. В последние годы научная школа «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий», возглавляемая профессором В.Е. Громовым, плодотворно работает в области наноструктурного материаловедения по грантам РФФИ, РНФ и целевым программам Минобрнауки. За период работы в высшей школе Виктор Евгеньевич проявил качества талантливого педагога и организатора высшего образования. Он пользуется заслуженным уважением студентов и коллег, его лекции отличает сочетание высокого теоретического уровня с ясной формой изложения. Виктор Евгеньевич – один из ведущих профессоров университета, «Лучший профессор Кузбасса 2003», «Почетный профессор Кузбасса» 2015 г.

В.Е. Громов является соавтором трех научных открытий, зарегистрированных Международной академией авторов изобретений и открытий и Рос-

сийской академией естественных наук. Его наукометрические показатели: индекс Хирша по РИНЦ – 37, по Scopus – 20, по Web of Science – 19. В 2020 году по оценкам издательства Elsevier, он вошел в число 2 % самых цитируемых ученых мира.

Виктор Евгеньевич воспитал целую плеяду талантливых научных сотрудников – 11 докторов и свыше 40 кандидатов наук, плодотворно работающих в высшей школе, на производстве, в бизнесе. Он автор более 3900 научных публикаций, в том числе 35 патентов и свыше 100 монографий, восемь из которых опубликованы в издательстве Cambridge International Science Publication Ltd, Materials Research Forum, Springer, Taylor and Francis на английском языке.

Виктор Евгеньевич Громов – действительный член Международной академии энерго-информационных наук и Российской академии естественных наук. Его заслуги отмечены медалями «За служение Кузбассу», «За особый вклад в развитие Кузбасса» I, II и III степени, орденом Почета Кузбасса, другими наградами и грамотами администрации Кемеровской области.

Семидесятипятiletний юбилей Виктор Евгеньевич встречает в расцвете творческих сил.

Редакционная коллегия журнала, ученики и друзья сердечно поздравляют Виктора Евгеньевича с юбилеем и желают ему доброго здоровья, счастья и новых научных свершений!



К 70-ЛЕТИЮ АЛЕКСЕЯ ИВАНОВИЧА ЕВСТИГНЕЕВА

30 августа 2022 г. исполнилось 70 лет Заслуженному деятелю науки Российской Федерации, доктору технических наук, профессору, главному научному сотруднику ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный университет» Алексею Ивановичу Евстигнееву.

Он родился в г. Лысково Горьковской области 30.08.1952 г.

В 1974 г. окончил Комсомольский-на-Амуре политехнический институт (КНАПИ), а в 1981 г. целевую аспирантуру Горьковского политехнического института им. А.А. Жданова с успешной защитой кандидатской диссертации (по литейной специальности), посвященной решению вопроса трещинообразования в оболочковых формах по выплавляемым моделям.

Трудовую деятельность начал в 1974 году ассистентом в Комсомольском-на-Амуре политехническом институте (КНАПИ). Работал старшим преподавателем, доцентом КНАПИ (1981 – 1990 гг.), заведующим лабораторией Института машиноведения и металлургии ДВО РАН (1991 г.). С 1991 года по 2008 – заведующий кафедрой «Машины и технология литейного производства» КНАГТУ, в 1999 – 2014, 2017 – 2019 гг. – проректор по научной работе КНАГТУ.

Без отрыва от преподавательской работы в 1996 г. в Институте автоматизации и процессов управления ДВО РАН (г. Владивосток) защитил докторскую диссертацию по теме «Управление деформационной устойчивостью оболочковых форм по выплавляемым моделям» по специальностям литейное производство и механика деформируемого твердого тела.

Основные направления научной деятельности: теория литейных процессов, специальные способы литья, новые функциональные материалы, непрерывные процессы и устройства разлива стали, вычислительное моделирование.

Исследования Алексея Ивановича и совместные с учениками и коллегами работы внесли весомый вклад в решение проблемы управления трещиностойкостью керамических оболочковых форм по выплавляемым моделям и технологию литья в целом.

За фундаментальные научные результаты, полученные по приоритетным направлениям теории и практики литейного производства, разработанные прогрессивные технологии, внедренные в производство, неразрывность проводимых исследований с учебным процессом в 2007 году профессор А.И. Евстигнеев



удостоен почетного звания «Заслуженный деятель науки РФ».

Алексей Иванович – почетный работник высшего профессионального образования России (1999 г.), действительный член Российской инженерной академии (2009 г.) и Академии Естествознания (2009 г.), член экспертного совета по металлургии и металлостроению Высшей аттестационной комиссии Российской Федерации (2007 – 2014 гг.). Он является членом двух докторских диссертационных советов, главным редактором научного журнала «Ученые записки КНАГТУ», включенного в перечень ведущих рецензируемых периодических изданий ВАК РФ. Евстигнеев А.И. зарегистрирован в Федеральном реестре Минобрнауки России экспертом научно-технической сферы.

Автор более 50 изобретений, 20 монографий, 45 учебно-методических изданий (из них 3 учебника с грифом Минобрнауки РФ) и более 400 публикаций в области научных исследований и инженерного образования.

Алексей Иванович является создателем научной школы, под его руководством функционирует аспирантура и докторантура по специальности литейное производство; защищено 15 кандидатских и 4 докторских диссертаций. Является инициатором и ор-

ганизатором открытия в КнАГТУ системы аттестации научно-педагогических кадров, сети диссертационных советов по защитах докторских и кандидатских диссертаций, заместителем председателя двух диссертационных советов, в которых ранее длительное время был председателем.

За годы работы в вузе им внесен существенный вклад в становление и развитие научной работы, в подготовку, аттестацию и повышение квалификации научно-педагогических кадров, укрепление связей вуза с учебными заведениями, научными учреждениями РАН и производством.

Научная и инженерная компетентность, доброжелательность, открытость, активная жизненная позиция, постоянная готовность прийти на помощь позволили Алексею Ивановичу снискать авторитет как в коллективе университета, так и среди специалистов, ученых и коллег-литейщиков России.

Редакционная коллегия журнала, руководство ФГБОУ ВО «КнАГУ», друзья, коллеги и ученики сердечно поздравляют Алексея Ивановича с юбилеем, желают ему крепкого здоровья, долгих лет жизни и ярких творческих успехов!

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., *главный редактор*

Протопопов Е.В., *заместитель главного редактора*

Ивани Е.А., *заместитель главного редактора*

Бащенко Л.П., *заместитель ответственного секретаря*

Потапова Е.Ю., *заместитель главного редактора по развитию*

Запольская Е.М., *ведущий редактор*

Киселева Н.Н., *ведущий редактор*

Расенец В.В., *верстка, иллюстрации*

Острогорская Г.Ю., *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 25.10.2022. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,25. Заказ 16005. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

COATINGS FROM HIGH-ENTROPY ALLOYS: STATE AND PROSPECTS

ELECTROPLASTIC EFFECT AT TENSION IN TRIP STEEL

LOCALIZED DEFORMATION AT INITIAL STAGES OF PLASTIC FLOW IN HIGH-MANGANESE STEEL

HARDENING MECHANISMS IN STAINLESS STEEL/ALUMINUM BRONZE COMPOSITE FABRICATED USING ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

METAL DEGASSING IN VACUUM-CHAMBER OF CIRCULATING VACUUM DEGASSER OF JSC EVRAZ NTMK

NUMERICAL STUDIES OF HEAT TRANSFER PARAMETERS DURING INJECTION FEEDING OF POWDERS INTO THE RAIL STEEL MELT IN LADLE-FURNACE

ENERGY EFFICIENCY OF A CONE CRUSHER WITH STOPS

MORPHOLOGICAL STRUCTURE OF SHELL MOULD IN INVESTMENT CASTING

TO THE 75TH ANNIVERSARY OF VIKTOR EVGEN'EVICH GROMOV

TO THE 70TH ANNIVERSARY OF ALEKSEI IVANOVICH EVSTIGNEEV